



TRABAJO FIN DE GRADO

ANÁLISIS DEL COMPORTAMIENTO  
MECÁNICO Y DE LA MICROESTRUCTURA  
DE TRES ALUMNIOS FRENTE A  
IMPACTO

Autor: Juan Muñoz Escobar  
Titulación: Grado en Ingeniería Mecánica  
Tutor: Dr. Marcos Rodríguez Millán

DEPARTAMENTO DE MECÁNICA DE MEDIOS CONTINUOS Y TEORÍA DE  
ESTRUCTURAS



## Agradecimientos

Gracias a mi tutor, Marcos Rodríguez Millán por su colaboración, paciencia y ayuda, ya que sin él, este trabajo no podría haber tenido el alcance y extensión que tiene.

Gracias a mi familia por su apoyo y confianza incondicional durante todos estos años de carrera.

Finalmente, gracias al profesorado de esta universidad que ha contribuido, de un modo u otro, a formarme como ingeniero.



## Resumen

Este documento se centra en el análisis numérico mediante el software comercial ABAQUS de las aleaciones de aluminio AA2024-T351, AA5754-H111 y AA6082-T6 sujetas a impacto con diferentes geometrías de proyectil y diferentes espesores de placa. El modelo numérico se utiliza para predecir el modo de fallo, la deflexión de la placa y el límite balístico. En el modelo se implementan varios criterios de fallo (Johnson-Cook, constante y Bai-Wierzbicki) y se comparan.

# Abstract

This document focuses on the numerical analysis, using the commercial software ABAQUS, of aluminum alloys AA2024-T351, AA5754-H111 and AA6082-T6 subject to impact with different projectile geometries and different plate thicknesses. The numerical model is used to predict the failure mode, the deflection of the plate and the ballistic limit. In the model, several failure criteria are implemented (Johnson-Cook, constant and Bai-Wierzbicki) and they are compared.

# Índice

Capítulo 1: Introducción .....	13
1.1    Motivación .....	13
1.2    Objetivos .....	14
1.3    Estructura del documento .....	14
Capítulo 2: Estado del arte.....	15
2.1    El aluminio.....	15
2.1.1    Características generales del aluminio .....	15
2.1.2    Aleaciones aluminio .....	15
2.1.3    Aleación 2024 T351.....	20
2.1.4    Aleación 5754 H111 .....	25
2.1.5    Aleación 6082 T6.....	28
2.2    Mecanismos de fallo en metales .....	34
2.2.2    Clivaje .....	38
2.2.3    Fractura decohesiva .....	41
2.2.4    Efecto del estado de carga .....	42
2.2.5    Efecto de la velocidad de deformación.....	42
2.2.6    Modos de fallo en ensayos balísticos.....	43
2.3    Leyes de endurecimiento.....	44
2.3.1    Ley de endurecimiento Johnson-Cook (26) .....	44
2.3.2    Ley de endurecimiento de Steinberg-Cochran-Guinan (27) .....	44
2.3.3    Ley de endurecimiento de Steinberg-Lund (28) .....	45
2.4    Criterios de fallo.....	45
2.4.1    Triaxialidad y parámetro de Lode .....	45
2.4.2    Criterio de fallo constante .....	48
2.4.3    Criterio de fractura Johnson – Cook .....	48
2.4.4    Criterio de fractura Bai – Wierzbicki .....	49
Capítulo 3: Ensayos experimentales .....	51
3.1    Procedimiento experimental .....	51
Capítulo 4: Descripción del modelo de elementos finitos.....	52
4.1    Definición de la geometría.....	52
4.1.1    Proyectil .....	52
4.1.2    Placa .....	52

4.2	Definición de materiales .....	53
4.2.1	Proyectil .....	53
4.2.2	Placa .....	53
4.3	Mallado .....	63
4.3.1	Proyectil .....	63
4.3.2	Placa .....	63
4.4	Tipo de análisis.....	64
4.5	Contacto proyectil-placa .....	65
4.6	Condiciones de contorno y cargas .....	65
Capítulo 5: Análisis de resultados y validación del modelo.....		66
5.1	Velocidades residuales.....	66
5.1.1	Ensayo placa 1 mm con proyectil esférico .....	67
5.1.2	Ensayo placa 4 mm con proyectil esférico .....	68
5.1.3	Ensayo placa 4 mm con proyectil blunt .....	69
5.2	Análisis modo de fallo .....	73
5.2.1	Ensayo placa 1 mm con proyectil esférico .....	74
5.2.2	Ensayo placa 4 mm con proyectil tipo blunt.....	78
5.3	Deflexión de la placa .....	84
5.3.1	Ensayo placa 1 mm con proyectil esférico .....	86
5.3.2	Ensayo placa 4 mm con proyectil esférico .....	89
5.3.3	Ensayo placa 4 mm con proyectil tipo blunt.....	92
Capítulo 6: Conclusiones.....		95
Capítulo 7: Trabajos futuros .....		96



# Índice de figuras

<i>Ilustración 1 Sistema eutéctico general aleaciones de aluminio .....</i>	<i>16</i>
<i>Ilustración 2 Curvas solubilidad de algunos elementos en el aluminio.....</i>	<i>16</i>
<i>Ilustración 3 Aleaciones de forja y de moldeo. ....</i>	<i>17</i>
<i>Ilustración 4 Diagrama de estado Al-Cu .....</i>	<i>20</i>
<i>Ilustración 5 Estructura de la aleación Al+4% Cu: a) templada, b) recocida, c) envejecida artificialmente.....</i>	<i>21</i>
<i>Ilustración 6 Solubilidad del Cu y Mg a temperatura ambiente y a alta temperatura. ....</i>	<i>22</i>
<i>Ilustración 7 Micrografía AA 2024-T3 pulida sin ataque. Granos equiaxiales.....</i>	<i>23</i>
<i>Ilustración 8 Sección longitudinal Aleación 2024-T3 tratada térmicamente y templada en agua fría. 500X .....</i>	<i>23</i>
<i>Ilustración 9 Placa aleación 2024-T3 estirada un 6%. 100X .....</i>	<i>24</i>
<i>Ilustración 10 Diagrama de equilibrio: aluminio-magnesio.....</i>	<i>26</i>
<i>Ilustración 11 Microestructura de AA 5754 .....</i>	<i>27</i>
<i>Ilustración 12 Morfología de fractura después de un ensayo Charpy de la AA 5754 .....</i>	<i>28</i>
<i>Ilustración 13 Diagrama cuasi-binario. Aluminio-Mg<sub>2</sub>Si .....</i>	<i>30</i>
<i>Ilustración 14 Al-Mg-Si liquidus .....</i>	<i>30</i>
<i>Ilustración 15 Micrografías de estructura dos aleaciones AA6082 con diferente contenido en Mn. a)0,006% en peso de Mn. b)1,172% en peso de Mn. ....</i>	<i>31</i>
<i>Ilustración 16 Microestructura de 3 planos perpendiculares de una placa de AA 6082 T3.....</i>	<i>32</i>
<i>Ilustración 17 Superficie de AA 6082-T3 después de pulido electrolítico.....</i>	<i>32</i>
<i>Ilustración 18 AA 6151-T6 forjada en matriz cerrada. 250X.....</i>	<i>33</i>
<i>Ilustración 19 Tubo extruido de AA 6351-T6. Sección longitudinal. 100X.....</i>	<i>33</i>
<i>Ilustración 20 Aspecto típico de una superficie de fractura dúctil. Los hoyuelos se forman alrededor de las inclusiones y van creciendo en tamaño. ....</i>	<i>36</i>
<i>Ilustración 21 Carga por desgarro o cortante.....</i>	<i>37</i>
<i>Ilustración 22 Planos de deslizamiento que dan como resultado un deslizamiento en serpentina y ondulaciones en una pared de un hoyuelo. ....</i>	<i>37</i>
<i>Ilustración 23 Deslizamiento en serpentina (círculo rojo) en un cobre de alta conductividad. ....</i>	<i>38</i>
<i>Ilustración 24 Pasos de clivaje y patrones de río en aleación Fe-0.01C-0.24Mn-0.02Si .....</i>	<i>39</i>
<i>Ilustración 25 Patrón de pluma de un grano de acero al cromo.....</i>	<i>40</i>
<i>Ilustración 26 Lenguas (con círculo rojo) en superficie de acero con 30% Cr.....</i>	<i>40</i>
<i>Ilustración 27 Fractura por decohesión en una aleación de aluminio para forja. ....</i>	<i>41</i>
<i>Ilustración 28 Fractura intergranular decohesiva en un acero AISI 4130.....</i>	<i>41</i>
<i>Ilustración 29 Micrografía de una banda de cortadura adiabática.....</i>	<i>42</i>
<i>Ilustración 30 Modos de fallo del material objetivo. ....</i>	<i>43</i>
<i>Ilustración 31 Representación geométrica de Haig-Westergaard.....</i>	<i>47</i>
<i>Ilustración 32 Representación del ángulo de Lode .....</i>	<i>47</i>
<i>Ilustración 33 Deformación de fractura en función de la triaxialidad en los modelos JC y B-W.....</i>	<i>49</i>
<i>Ilustración 34 Comparación a) criterio J-C, b) criterio Xue-Wierzbicki, c) criterio Bai-Wierzbicki.....</i>	<i>50</i>
<i>Ilustración 35 Geometría y dimensiones en mm de los proyectiles. a) Punta plana, b) Esfera.....</i>	<i>51</i>
<i>Ilustración 36 Montaje del experimento.....</i>	<i>52</i>
<i>Ilustración 37 Interpolación datos experimentales AA2024-T351.....</i>	<i>57</i>
<i>Ilustración 38 Familia de curvas con parámetro de Lode adimensional constante.....</i>	<i>57</i>
<i>Ilustración 39 Interpolación datos experimentales AA6082-T6.....</i>	<i>59</i>
<i>Ilustración 40 Interpolación datos experimentales AA5754-H111 .....</i>	<i>60</i>

<i>Ilustración 41</i>	<i>Mallado de los proyectiles.....</i>	<i>63</i>
<i>Ilustración 42</i>	<i>Partición por zonas y mallado de la placa.....</i>	<i>64</i>
<i>Ilustración 43</i>	<i>Simulación AA2024-T351 .....</i>	<i>67</i>
<i>Ilustración 44</i>	<i>Simulación AA5754-H111.....</i>	<i>67</i>
<i>Ilustración 45</i>	<i>Simulación AA6082-T6 .....</i>	<i>67</i>
<i>Ilustración 46</i>	<i>Simulación AA2024-T351 .....</i>	<i>68</i>
<i>Ilustración 47</i>	<i>Simulación AA5754-H111.....</i>	<i>68</i>
<i>Ilustración 48</i>	<i>Simulación AA6082-T6 .....</i>	<i>68</i>
<i>Ilustración 49</i>	<i>Simulación AA2024-T351 .....</i>	<i>69</i>
<i>Ilustración 50</i>	<i>Simulación AA5754-H111.....</i>	<i>69</i>
<i>Ilustración 51</i>	<i>Simulación AA6082-T6 .....</i>	<i>69</i>
<i>Ilustración 52</i>	<i>Velocidades iniciales y residuales de ensayo bola en placa 1mm (resultados experimentales).....</i>	<i>70</i>
<i>Ilustración 53</i>	<i>Velocidades iniciales y residuales de ensayo bola en placa 1mm (Criterio JC) .....</i>	<i>70</i>
<i>Ilustración 54</i>	<i>Velocidades iniciales y residuales de ensayo bola en placa 4mm (resultados experimentales).....</i>	<i>71</i>
<i>Ilustración 55</i>	<i>Velocidades iniciales y residuales de ensayo bola en placa 4mm (Criterio JC) .....</i>	<i>71</i>
<i>Ilustración 56</i>	<i>Velocidades iniciales y residuales de ensayo blunt en placa 4mm (resultados experimentales).....</i>	<i>72</i>
<i>Ilustración 57</i>	<i>Velocidades iniciales y residuales de ensayo blunt en placa 4mm (Criterio JC).....</i>	<i>72</i>
<i>Ilustración 58</i>	<i>Simulación AA6082-T6 con velocidad inicial 174.14 m/s y criterio de fallo Johnson-Cook .....</i>	<i>74</i>
<i>Ilustración 59</i>	<i>Simulación AA6082-T6 con velocidad inicial 174.14 m/s y criterio de fallo constante ..</i>	<i>74</i>
<i>Ilustración 60</i>	<i>Simulación AA6082-T6 con velocidad inicial 174.14 m/s y criterio de fallo Bai-Wierzbicki .....</i>	<i>74</i>
<i>Ilustración 61</i>	<i>Simulación AA6082-T6 con velocidad inicial 117.24 m/s y criterio de fallo Johnson-Cook .....</i>	<i>75</i>
<i>Ilustración 62</i>	<i>Simulación AA6082-T6 con velocidad inicial 117.24 m/s y criterio de fallo constante ..</i>	<i>75</i>
<i>Ilustración 63</i>	<i>Simulación AA6082-T6 con velocidad inicial 117.24 m/s y criterio de fallo Bai-Wierzbicki .....</i>	<i>75</i>
<i>Ilustración 64</i>	<i>Simulación AA2024-T351 con velocidad inicial 187.93 m/s y criterio de fallo Johnson-Cook .....</i>	<i>76</i>
<i>Ilustración 65</i>	<i>Simulación AA2024-T351 con velocidad inicial 187.93 m/s y criterio de fallo constante. ....</i>	<i>76</i>
<i>Ilustración 66</i>	<i>Simulación AA2024-T351 con velocidad inicial 187.93 m/s y criterio de fallo Bai-Wierzbicki.....</i>	<i>76</i>
<i>Ilustración 67</i>	<i>Simulación AA5754-H111 con velocidad inicial 212.93 m/s y criterio de fallo Johnson-Cook .....</i>	<i>77</i>
<i>Ilustración 68</i>	<i>Simulación AA5754-H111 con velocidad inicial 212.93 m/s y criterio de fallo constante .....</i>	<i>77</i>
<i>Ilustración 69</i>	<i>Simulación AA5754-H111 con velocidad inicial 212.93 m/s y criterio de fallo Bai-Wierzbicki.....</i>	<i>77</i>
<i>Ilustración 70</i>	<i>Simulación AA5754-H111 con velocidad inicial 273.91 m/s y criterio de fallo Johnson-Cook .....</i>	<i>78</i>
<i>Ilustración 71</i>	<i>Simulación AA5754-H111 con velocidad inicial 273.91 m/s y criterio de fallo constante .....</i>	<i>78</i>
<i>Ilustración 72</i>	<i>Simulación AA5754-H111 con velocidad inicial 273.91 m/s y criterio de fallo Bai-Wierzbicki.....</i>	<i>78</i>

<i>Ilustración 73 Simulación AA5754-H111 con velocidad inicial 469.57 m/s y criterio de fallo Johnson-Cook .....</i>	<i>79</i>
<i>Ilustración 74 Simulación AA5754-H111 con velocidad inicial 469.57 m/s y criterio de fallo constante .....</i>	<i>79</i>
<i>Ilustración 75 Simulación AA5754-H111 con velocidad inicial 469.57 m/s y criterio de fallo Bai-Wierzbicki.....</i>	<i>79</i>
<i>Ilustración 76 Simulación AA6082-T6 con velocidad inicial 498.91 m/s y criterio de fallo Johnson-Cook .....</i>	<i>80</i>
<i>Ilustración 77 Simulación AA6082-T6 con velocidad inicial 498.91 m/s y criterio de fallo constante ..</i>	<i>80</i>
<i>Ilustración 78 Simulación AA6082-T6 con velocidad inicial 498.91 m/s y criterio de fallo Bai-Wierzbicki .....</i>	<i>80</i>
<i>Ilustración 79 Simulación AA6082-T6 con velocidad inicial 398.83 m/s y criterio de fallo Johnson-Cook .....</i>	<i>81</i>
<i>Ilustración 80 Simulación AA6082-T6 con velocidad inicial 398.83 m/s y criterio de fallo constante ..</i>	<i>81</i>
<i>Ilustración 81 Simulación AA6082-T6 con velocidad inicial 398.83 m/s y criterio de fallo Bai-Wierzbicki .....</i>	<i>81</i>
<i>Ilustración 82 Simulación AA2024-T351 con velocidad inicial 367.82 m/s y criterio de fallo Johnson-Cook .....</i>	<i>82</i>
<i>Ilustración 83 Simulación AA2024-T351 con velocidad inicial 367.82 m/s y criterio de fallo constante .....</i>	<i>82</i>
<i>Ilustración 84 Simulación AA2024-T351 con velocidad inicial 367.82 m/s y criterio de fallo Bai-Wierzbicki.....</i>	<i>82</i>
<i>Ilustración 85 Simulación AA2024-T351 con velocidad inicial 655.17 m/s y criterio de fallo Johnson-Cook .....</i>	<i>83</i>
<i>Ilustración 86 Simulación AA2024-T351 con velocidad inicial 655.17 m/s y criterio de fallo constante .....</i>	<i>83</i>
<i>Ilustración 87 Simulación AA2024-T351 con velocidad inicial 655.17 m/s y criterio de fallo Bai-Wierzbicki.....</i>	<i>83</i>
<i>Ilustración 88 Deformada de las 3 aleaciones tras ensayo de impacto de bola en placa de espesor 1 mm (<math>V_0 \approx 180</math> m/s) .....</i>	<i>84</i>
<i>Ilustración 89 Deformada de las 3 aleaciones tras ensayo de impacto de blunt en placa de espesor 4 mm (<math>V_0 \approx 300</math> m/s) .....</i>	<i>85</i>
<i>Ilustración 90 Deformada placa de espesor 4 mm (<math>V_0 \approx 470</math> m/s).....</i>	<i>85</i>
<i>Ilustración 91 Deflexión placa AA2024-T351 de 1mm impactada con bola (<math>V_0=140</math> m/s) .....</i>	<i>86</i>
<i>Ilustración 92 Deflexión placa AA2024-T351 de 1mm impactada con bola (<math>V_0=187,93</math> m/s) .....</i>	<i>86</i>
<i>Ilustración 93 Deflexión placa AA5754-H111 de 1mm impactada con bola (<math>V_0=180</math> m/s).....</i>	<i>87</i>
<i>Ilustración 94 Deflexión placa AA5754-H111 de 1mm impactada con bola (<math>V_0=234.82</math> m/s).....</i>	<i>87</i>
<i>Ilustración 95 Deflexión placa AA6082-T6 de 1mm impactada con bola (<math>V_0=135</math> m/s) .....</i>	<i>88</i>
<i>Ilustración 96 Deflexión placa AA6082-T6 de 1mm impactada con bola (<math>V_0=179.31</math> m/s) .....</i>	<i>88</i>
<i>Ilustración 97 Deflexión placa AA2024-T351 de 4mm impactada con bola (<math>V_0=410</math> m/s) .....</i>	<i>89</i>
<i>Ilustración 98 Deflexión placa AA2024-T351 de 4mm impactada con bola (<math>V_0=474</math> m/s) .....</i>	<i>89</i>
<i>Ilustración 99 Deflexión placa AA5754-H111 de 4mm impactada con bola (<math>V_0=413</math> m/s).....</i>	<i>90</i>
<i>Ilustración 100 Deflexión placa AA5754-H111 de 4mm impactada con bola (<math>V_0=475</math> m/s).....</i>	<i>90</i>
<i>Ilustración 101 Deflexión placa AA6082-T6 de 4mm impactada con bola (<math>V_0=417</math> m/s) .....</i>	<i>91</i>
<i>Ilustración 102 Deflexión placa AA6082-T6 de 4mm impactada con bola (<math>V_0=480</math> m/s) .....</i>	<i>91</i>
<i>Ilustración 103 Deflexión placa AA2024-T351 de 4mm impactada con blunt (<math>V_0=295</math> m/s) .....</i>	<i>92</i>
<i>Ilustración 104 Deflexión placa AA2024-T351 de 4mm impactada con blunt (<math>V_0=375</math> m/s) .....</i>	<i>92</i>
<i>Ilustración 105 Deflexión placa AA5754-H111 de 4mm impactada con blunt (<math>V_0=310</math> m/s) .....</i>	<i>93</i>

<i>Ilustración 106 Deflexión placa AA5754-H111 de 4mm impactada con blunt (Vo=469 m/s) .....</i>	<i>93</i>
<i>Ilustración 107 Deflexión placa AA6082-T6 de 4mm impactada con blunt (Vo=292 m/s) .....</i>	<i>94</i>
<i>Ilustración 108 Deflexión placa AA6082-T6 de 4mm impactada con blunt (Vo=463 m/s) .....</i>	<i>94</i>

---

<i>Tabla 1 Mecanismos endurecimiento en aleaciones de aluminio y propiedades obtenidas. ....</i>	<i>15</i>
<i>Tabla 2 Composición química aleación 2024 .....</i>	<i>20</i>
<i>Tabla 3 Propiedades físicas AA2024-T351 (14).....</i>	<i>20</i>
<i>Tabla 4 Composición química y propiedades físicas AA5754-H111 (16) .....</i>	<i>26</i>
<i>Tabla 5 Composición química y propiedades físicas de AA6082-T6 (19) .....</i>	<i>29</i>
<i>Tabla 6 Diez probetas utilizadas normalmente en ensayos de plasticidad y fractura.....</i>	<i>48</i>
<i>Tabla 7: Masas de los proyectiles .....</i>	<i>53</i>
<i>Tabla 8 Propiedades aleaciones aluminio (14) (16) (19).....</i>	<i>53</i>
<i>Tabla 9 Constantes modelo Johnson-Cook para las aleaciones de aluminio 6082-T6, 5754-H111 y 2024-T351 (36).....</i>	<i>53</i>
<i>Tabla 10 Constantes AA2024-T351 propuestas por Teng et al.....</i>	<i>54</i>
<i>Tabla 11 Constantes utilizadas en el presente trabajo para ensayo bola en placa de 1mm de AA2024-T351 .....</i>	<i>54</i>
<i>Tabla 12 Velocidades residuales para diferentes parámetros D1 .....</i>	<i>55</i>
<i>Tabla 13 Valores de la deformación fallo en función de la triaxialidad y el parámetro de Lode adimensional para la AA2024-T351.....</i>	<i>56</i>
<i>Tabla 14 Constantes AA6082-T6 de la literatura .....</i>	<i>58</i>
<i>Tabla 15 Constantes utilizadas en el presente trabajo para ensayo bola en placa de 1mm de AA6082-T6 .....</i>	<i>58</i>
<i>Tabla 16 Constantes de la AA5083-H116 propuestas por Zhou J. (43).....</i>	<i>59</i>
<i>Tabla 17 Constantes utilizadas en el presente trabajo para ensayo bola en placa de 1mm de AA5754-H111.....</i>	<i>59</i>
<i>Tabla 18 Constantes utilizadas en el presente trabajo para ensayo blunt en placa de 4mm de AA5754-H111.....</i>	<i>61</i>
<i>Tabla 19 Constantes utilizadas en el presente trabajo para ensayo bola en placa de 4mm de AA2024-T351 .....</i>	<i>61</i>
<i>Tabla 20 Constantes utilizadas en el presente trabajo para ensayo bola en placa de 4mm de AA5754-H111.....</i>	<i>62</i>

# CAPITULO 1: INTRODUCCIÓN

---

## 1.1 MOTIVACIÓN

En la actualidad, sobre todo en los sectores vinculados al transporte, se buscan estructuras cada vez más ligeras y resistentes, para disminuir el consumo de combustibles. El objetivo es sustituir las estructuras tradicionales de acero por aleaciones ligeras con mayor resistencia específica. En las últimas décadas muchos científicos han trabajado investigando la respuesta mecánica de las aleaciones de aluminio, titanio y magnesio.

Otro de los grandes retos de la industria actual es desarrollar elementos estructurales que soporten impactos sin que su integridad estructural se vea comprometida.

La dinámica de impactos cubre un amplio rango de situaciones e industrias, como pueden ser las del sector náutico, aeronáutico, automotriz o de defensa.

La perforación de placas es un caso particular dentro de los problemas dinámicos; se caracteriza por la alta deformación y la ruptura de la placa. Estos problemas se tornan termo-mecánicos debido a la variación local de la temperatura producida por la deformación.

Estos problemas son complejos, involucran muchos parámetros relevantes y esto causa importantes no linealidades y, a veces, comportamientos estructurales inesperados cuando éstos son variados. Algunos parámetros importantes son, por ejemplo: la forma del proyectil, el material que constituye la placa, la velocidad de impacto, entre otros.

La predicción de los problemas de perforación se afronta desde dos perspectivas: modelos analíticos o modelos numéricos (1).

Los modelos analíticos son específicos para algunos problemas concretos y a veces son difíciles de aplicar. Un par de ejemplos son: el modelo de Forrestal (2) que es un modelo basado en el crecimiento de huecos y está adaptado especialmente para perforación de placas gruesas; el modelo de Nazeer et al. (3) que usa un enfoque energético para determinar el número de pétalos en perforación de placas delgadas

La aproximación mediante un modelo de elementos finitos (FEM) ha sido ampliamente probada por numerosos investigadores dando buenos resultados. Por ejemplo: Iqbal (4) en sus simulaciones de perforación de placas de acero usó una ley de endurecimiento y de fallo de Johnson-Cook; Borvik (5) usó una ley de comportamiento de Johnson-Cook modificada; Rodríguez-Martínez usó un modelo Rusinek-Klepaczko (6) modificado para placas de AA2024-T3...

Con todo lo anteriormente citado, el objetivo de este documento es el análisis del comportamiento de las aleaciones de aluminio AA2024-T351, AA6082-T6 y AA5754-H111 frente al impacto con proyectiles de varias geometrías. Se seguirá la segunda vía citada, la del modelo de elementos finitos. También, se analizan 3 criterios de fallo diferentes para observar sus diferencias y su validez.

## 1.2 OBJETIVOS

- Investigación del aluminio y sus aleaciones para comprender mejor su comportamiento.
- Desarrollo de un modelo numérico que reproduzca los ensayos realizados.
- Realización de simulaciones variando el material, tipo de proyectil, espesor de placa y el criterio de fallo, estudiando la influencia de estos parámetros sobre el modelo.
- Validación del modelo numérico comprobando la relación de los datos extraídos de las simulaciones y los resultados experimentales.

## 1.3 ESTRUCTURA DEL DOCUMENTO

A continuación se enumeran los capítulos del presente Trabajo de Fin de Grado, detallando el contenido de cada uno.

- **Capítulo 1: Introducción**
- **Capítulo 2: Estado del arte**

Se realiza la revisión de conceptos necesarios para el desarrollo del trabajo. Se divide en varios apartados. El primero trata sobre las propiedades generales del aluminio y más concretamente de las aleaciones objeto de estudio (AA2024-T351, AA5754-H111, AA6082-T6). En el segundo se explican los mecanismos de fallo principales en los metales. En el tercero se explican algunos criterios de endurecimiento para metales. Y por último en el cuarto, se explican los criterios de fallo de Johnson-Cook y Bai-Wierzbicki que serán los usados en las simulaciones de Abaqus.

- **Capítulo 3: Ensayos experimentales**

Se explica el procedimiento experimental utilizado en los ensayos y se exponen los resultados obtenidos en ellos.

- **Capítulo 4: Descripción del modelo de elementos finitos**

Se explica detalladamente la creación completa del modelo numérico en Abaqus. Se detallan las decisiones tomadas durante el proceso y los procedimientos para implementarlas. También se explican los modelos constitutivos utilizados.

- **Capítulo 5: Análisis de resultados y validación del modelo**

Se comprueba la validez del modelo comparando los resultados obtenidos con el modelo con los obtenidos experimentalmente.

- **Capítulo 6: Conclusiones**

Conclusiones obtenidas de la realización del trabajo de fin de grado.

- **Capítulo 7: Trabajos futuros**

Mejoras y estudios posibles que amplíen aspectos de este trabajo.

- **Bibliografía**

Documentos que se han consultado en el proceso de creación del TFG.

## CAPÍTULO 2: ESTADO DEL ARTE

### 2.1 EL ALUMINIO

El aluminio es el segundo metal más abundante en la tierra, sin embargo, no ha sido hasta finales del siglo XIX que se ha vuelto un competidor económico para aplicaciones de ingeniería.

En la actualidad las aleaciones de aluminio ocupan el segundo lugar en materiales que se usan con fines estructurales, por detrás de los aceros.

#### 2.1.1 Características generales del aluminio

El aluminio puro es fácilmente conformable, tiene elevada conductividad térmica y eléctrica y a bajas temperaturas no tiene una transición dúctil/frágil. Tiene comportamiento no magnético y buena resistencia a la corrosión y oxidación. Su buen comportamiento a corrosión se debe a que reacciona fácilmente con el oxígeno ambiente y forma una capa de óxido fina y protectora.

Sus inconvenientes son que posee baja dureza, por lo que su resistencia al desgaste es baja; no tiene un límite a fatiga, en algún momento surgirá el fallo por fatiga; y da mal resultado a altas temperaturas.

Por ello, se suele alea con otros elementos para mejorar sus propiedades. Sus aleaciones presentan buena respuesta a los mecanismos de endurecimiento. Las aleaciones pueden conseguir una resistencia 30 veces superior a la del aluminio puro (7).

A pesar de que las aleaciones de aluminio tienen unas propiedades mecánicas peores a las de los aceros, su resistencia específica es muy buena; ya que tienen una densidad mucho más baja ( $2700\text{kg/m}^3$  de densidad en comparación a los  $7850\text{ kg/m}^3$  del acero). Esta característica lo convierte en un material muy interesante para la construcción de estructuras ligeras, como pueden ser las de vehículos espaciales, terrestres y náuticos.

Material	Resistencia a la tensión (psi)	Resistencia de cedencia (psi)	% de elongación	Relación de la resistencia de cedencia de la aleación del metal puro
Aluminio puro	6,500	2,500	60	1
Aluminio puro comercial (por lo menos 99% puro)	13,000	5,000	45	2.0
Aleación de aluminio endurecida por solución sólida	16,000	6,000	35	2.4
Aluminio trabajado en frío	24,000	22,000	15	8.8
Aleación de aluminio endurecida por dispersión	42,000	22,000	35	8.8
Aleación de aluminio endurecida por envejecimiento	83,000	73,000	11	29.2

Tabla 1 Mecanismos endurecimiento en aleaciones de aluminio y propiedades obtenidas.

#### 2.1.2 Aleaciones aluminio

El aluminio puro, debido a sus malas propiedades mecánicas no se suele usar como material estructural. Se forman aleaciones con distintos metales, principalmente: Cu, Si, Mg, Mn, Zn, Li, Fe, Ni, Cr y Ti (8). Estos metales son solubles parcialmente en el aluminio y dan lugar a una solución sólida

terminal  $\alpha$  y generando, en la mayoría de casos una solución sólida  $Al_xBy$ . Los diagramas de fases de estas aleaciones son muy similares entre sí (véase Ilustración 1).

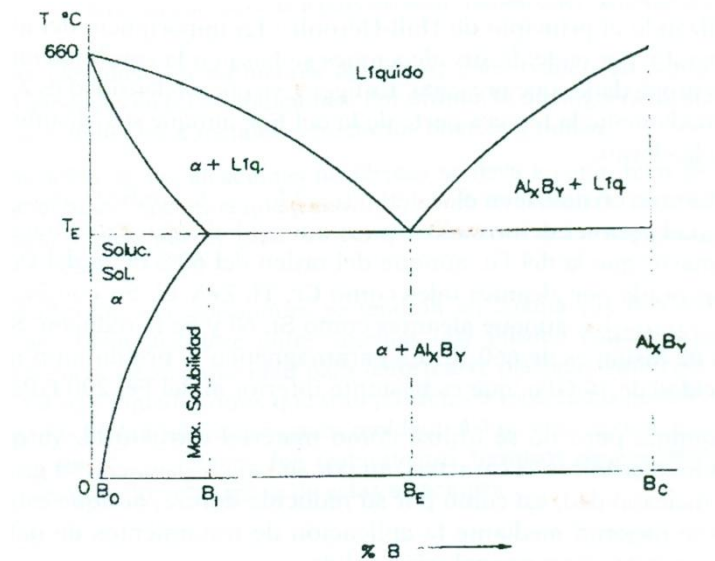


Ilustración 1 Sistema eutéctico general aleaciones de aluminio

Las propiedades de las aleaciones de aluminio pueden mejorarse con tratamiento térmico o mecánico (9). El tratamiento más utilizado es el de endurecimiento por precipitación. Esto se debe a que el aluminio forma soluciones sólidas de solubilidad variable con el Cu, Mn, Si, Mg y otros (véase Ilustración 2).

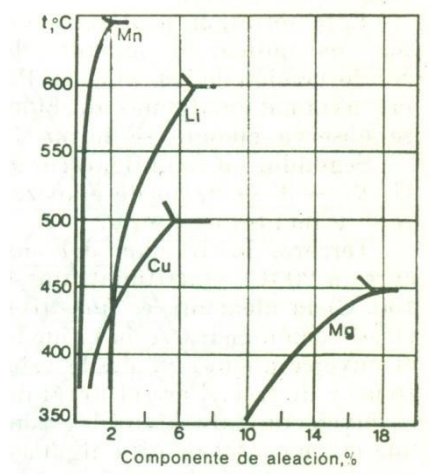


Ilustración 2 Curvas solubilidad de algunos elementos en el aluminio.

Se han diseñado una gran cantidad de tipos de aleaciones de aluminio para satisfacer requerimientos específicos. Las principales aleaciones están reguladas por normas nacionales e internacionales que especifican sus propiedades mecánicas y composiciones.



Las aleaciones comprendidas en estas normas se dividen en dos grandes grupos: aleaciones para forja y aleaciones para fundición. Estos grupos presentan grandes diferencias entre sus composiciones y microestructuras.

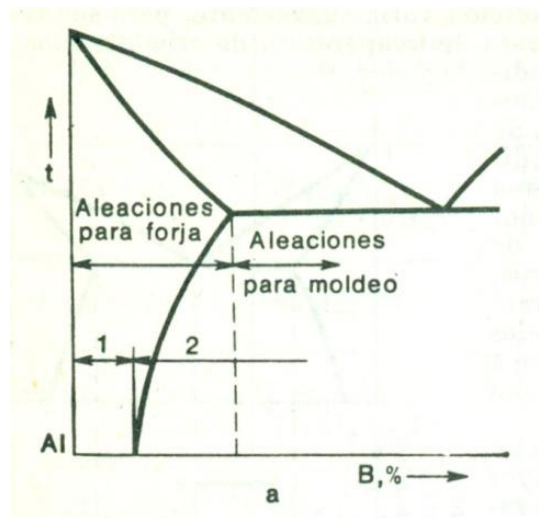


Ilustración 3 Aleaciones de forja y de moldeo.

Este estudio se centrará en las aleaciones para forja y más concretamente en las aleaciones 2024 T351, 6082 T6 y 5754 H111. Por este motivo también se profundizará más en las características de las series 2xxx, 5xxx y 6xxx.

#### 2.1.2.1 Aleaciones para forja

Las aleaciones de aluminio se identifican con un código de cuatro dígitos: el primero indica la serie; el segundo los límites de impurezas; y los dos últimos identifican la aleación o la pureza del metal. Además este número va seguido de unas letras que indican el endurecimiento o tratamiento al que se ha sometido (10).

##### 2.1.2.1.1 Series según los aleantes

**Serie 2xxx.** Su principal aleante es el Cu, aunque se suele añadir magnesio también. Tienen buena relación dureza-peso, mala resistencia a corrosión, mala soldabilidad y buena maquinabilidad (11).

A veces, estas aleaciones tienen que ser sometidas a tratamientos de solubilidad y envejecimiento. Con estos tratamientos se obtienen propiedades mecánicas del orden de las de los aceros bajos en carbono.

Para mejorar su resistencia a corrosión son recubiertas con aluminio de alta pureza o con aleaciones de la serie 6xxx.

Se usan en ruedas de aviones y camiones y en el fuselaje de los aviones.

**Serie 3xxx.** Su principal aleante es el Mn. El Mn puede añadirse a la aleación hasta un 1,5% aumentando hasta un 20% solamente respecto al Al puro. Por ello, hay pocas aleaciones de esta serie.

Se usan para utensilios de cocina, botellas para bebida, intercambiadores de calor, señales de tráfico...

**Serie 4xxx.** Su principal aleante es el Si. Suele añadirse en cantidades por encima del 12% para conseguir una bajada del rango de fusión. Se usa como elemento de soldadura.

Estas aleaciones no son tratables térmicamente.

**Serie 5xxx.** Su principal aleante es el Mg, añadiendo a veces pequeñas cantidades de Mn. El Mg es el elemento que más endurece el aluminio.

Sus características son una dureza media/alta por endurecimiento por deformación, buena soldabilidad y buena resistencia a corrosión en ambiente marino.

Se usan para adornos decorativos y arquitectónicos, iluminación de calles y carreteras, botes, barcos y estructuras de automóviles.

**Serie 6xxx.** Sus principales aleantes son Mg y Si. Son tratables térmicamente. Son menos resistentes que el resto de aleaciones a cambio de buena formabilidad, soldabilidad, maquinabilidad y resistencia a corrosión. Con unas condiciones de tratamiento térmico T6 alcanza una resistencia a la tracción de 290MPa.

Su uso suele ser cuadros bicicletas, aplicaciones arquitectónicas, equipo de transporte y estructuras soldadas.

**Serie 7xxx.** Su principal aleante es el Zn. A veces se añaden pequeñas cantidades de Mg para hacerlas tratables térmicamente. Sus principales características son su alta dureza y baja resistencia a la corrosión.

Se usa en estructuras de aviones y partes altamente forzadas.

#### 2.1.2.1.2 Tratamientos

**F:** Estado bruto. Es el material tal como sale del proceso de fabricación (11).

**O:** Recocido.

- **O1:** Recocido a elevada temperatura y enfriamiento lento.
- **O2:** Tratamiento termomecánico.
- **O3:** Homogeneizado. Tratamiento de difusión a alta temperatura.

**W:** Solución tratada térmicamente. Se aplica a materiales que después de recibir un tratamiento térmico quedan con una estructura inestable y sufren envejecimiento natural.

**H:** Estado de Acritud. Endurecimiento por deformación.

- **H1.** Endurecido por deformación hasta obtener el nivel deseado y sin tratamiento posterior.
- **H2.** Endurecido en exceso por deformación y recocido parcial para recuperar propiedades sin perder ductilidad.
- **H3.** Acritud y estabilizado.
- **H4.** Acritud y lacado o pintado.

**T:** Denomina a materiales que han sido endurecidos por tratamiento térmico con o sin endurecimiento por deformación posterior. Las designaciones de W y T solo se aplican a aleaciones termotratables.

- **T1:** Enfriado desde un proceso de fabricación a alta temperatura y envejecido de forma natural.
- **T2:** Enfriado desde un proceso de fabricación realizado a alta temperatura, trabajo en frío y envejecimiento de forma natural.
- **T3:** Solución tratada térmicamente, trabajada en frío y envejecida a temperatura ambiente hasta alcanzar una condición estable.
- **T4:** Solución tratada térmicamente y envejecida a temperatura ambiente hasta alcanzar una condición estable.
- **T5:** Enfriado desde un proceso de fabricación a alta temperatura y envejecido artificialmente.
- **T6:** Solución tratada térmicamente y envejecida artificialmente.
- **T7:** solución tratada térmicamente y sobre-envejecida para su completa estabilización.
- **T8:** Térmicamente tratado por disolución, trabajada en frío y envejecida artificialmente.
- **T9:** Solución tratada térmicamente, envejecida artificialmente y trabajada en frío.
- **T10:** enfriado desde un proceso de fabricación a alta temperatura, trabajado en frío y envejecido artificialmente hasta una condición estable.

Existen variantes de los estados T. Estas variantes añaden 2 dígitos que son específicos de cada producto y se usan para el estado de alivio de tensiones en productos fabricados por forja.

- **T351:** Tratamiento térmico de solución, estirado controlado para aliviar tensiones. El aluminio no recibe ningún enderezamiento adicional tras el estirado. Se aplica a chapas, varillas y barras laminadas o terminadas en frío, forjados a estampa o en prensa de productos anulares y anillos laminados sin soldadura.

#### *2.1.2.1.2.1 Aleaciones tratables y no tratables térmicamente*

Las aleaciones para forja a su vez se pueden clasificar en dos grandes grupos: tratables y no tratables térmicamente.

Muchas aleaciones responden a tratamientos térmicos basados en la solubilidad de ciertos constituyentes a diferentes temperaturas. Las aleaciones de las series 2xxx, 6xxx y 7xxx normalmente son tratables térmicamente. Pueden endurecerse siendo calentadas y posteriormente templadas. También pueden ser endurecidas aún más si se someten a trabajo en frío. El incremento de resistencia puede ser muy elevado. Por ejemplo, el aluminio 2024-O tiene un límite elástico de 186 MPa; después de un tratamiento térmico, trabajo en frío y envejecimiento natural (tratamiento T3) se incrementa su límite elástico hasta 483 MPa (12).

El efecto de los tratamientos térmicos en la formabilidad es contrario al que se obtiene con el límite elástico. El aluminio 2024-T3 tiene menor formabilidad que el aluminio 2024-O.

Las aleaciones no tratables térmicamente solo pueden ser endurecidas con trabajo en frío. Las aleaciones de las series 1xxx, 3xxx, 4xxx y 5xxx son típicamente de este grupo.

El trabajo en frío aumenta significativamente las propiedades mecánicas de estas aleaciones. Por ejemplo el límite elástico de la aleación 3003-O es 110 MPa y la el de la aleación 3003-H-18 es 200 MPa. El límite de rotura también aumenta de 179 MPa a 283 MPa (12).

### 2.1.3 Aleación 2024 T351

Este material es muy usado en industria aeronáutica y militar. Tiene una buena relación peso/resistencia. Sus buenas propiedades mecánicas provienen de que está aleado con cobre. Un inconveniente es que esta aleación tiene una microestructura heterogénea y ello la hace susceptible de corrosión intergranular (13).

#### 2.1.3.1 Composición química

%	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti		Otros	Al
Min	0,50	0,50	3,80	0,30	1,20	0,10	0,25	0,15	Zr	0,15	Resto
Max			4,90	0,90	1,80				+ Ti		
									0,20		

Tabla 2 Composición química aleación 2024

#### 2.1.3.2 Propiedades físicas

ESTADO	Carga de rotura Rm N/mm <sup>2</sup>	Límite elástico Rp 0.2 N/mm <sup>2</sup>	Alargamiento 5,65 V So	Resistencia de la Cizalladura N/mm <sup>2</sup>	Dureza	
					Brinell(HB)	Vickers
0	185	125	20	125	55	-
T-351	430	290	11	290	120	126

Módulo elástico N/mm <sup>2</sup>	Peso específico gms/cm <sup>3</sup>	Temperatura de fusión °C	Coefficiente de dilatac. lineal (20°-100°) 10-6/°C	Conductividad térmica w/m °C	Resistencia eléctrica Micro Ohm cm.	Conduct. eléctrica % IACS	Potencial de disolución V.
73,000	2,77	500-638	22,9	T3-120	5,7	30	0,69

Tabla 3 Propiedades físicas AA2024-T351 (14)

#### 2.1.3.3 Tratamiento térmico de las aleaciones Al-Cu

Está basado en la variación de solubilidad del compuesto Cu-Al<sub>2</sub> en el aluminio. El cobre se disuelve a temperatura ambiente en una cantidad aproximada al 0,2%; pero su solubilidad máxima es 5,7% a la temperatura eutéctica de 548°C.

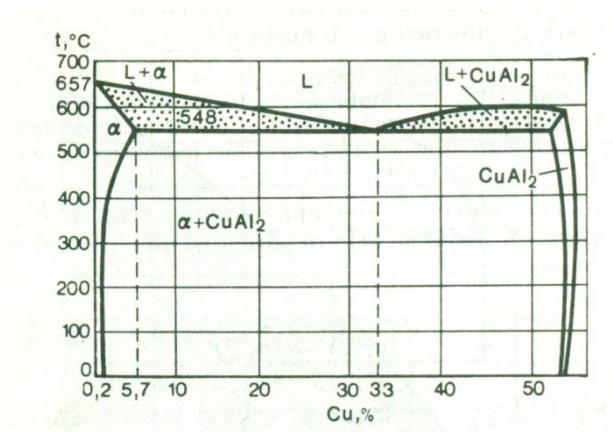


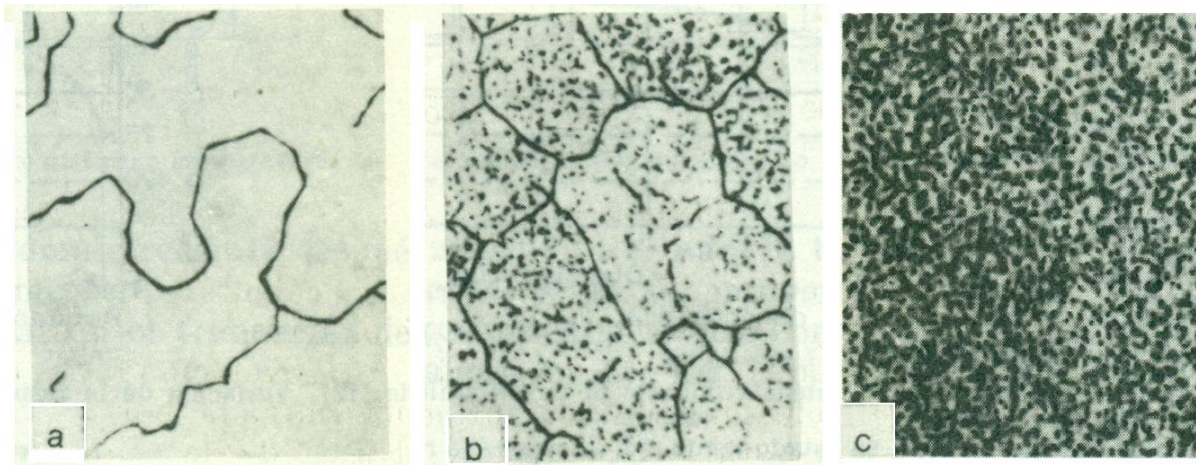
Ilustración 4 Diagrama de estado Al-Cu

Cualquier aleación que contenga entre 0,2 y 5,7% de cobre puede transformarse en estado monofásico  $\alpha$  si se calienta. Este estado  $\alpha$  puede fijarse si se enfría rápidamente. La solución sólida obtenida de este modo estará sobresaturada y será inestable. El compuesto  $\text{CuAl}_2$  tenderá a precipitar, tendiendo a que en la solución solo quede la cantidad de cobre que corresponde al equilibrio (0,2%).

Este proceso se denomina envejecimiento o maduración. Si se produce a temperatura ambiente es envejecimiento natural y si se produce elevando la temperatura es envejecimiento artificial.

En la [Ilustración 5.a](#) se ve la microestructura de la aleación Al+4% Cu en el momento posterior a ser templada, está constituida por una solución sólida homogénea. En la [Ilustración 5.b](#) se ve la microestructura de la aleación Al+4% Cu recocida. Sobre el fondo de aluminio se ven los precipitados de  $\text{CuAl}_2$ . En la [Ilustración 5.c](#) se ve la microestructura de la misma aleación templada y envejecida artificialmente.

Las propiedades mecánicas de la aleación varían significativamente en estos 3 estados. En estado recocido tiene una resistencia a rotura de  $20 \text{ kgf/mm}^2$ , recién templada  $25 \text{ kgf/mm}^2$ , y envejecida  $40 \text{ kgf/mm}^2$  (9).



*Ilustración 5 Estructura de la aleación Al+4% Cu: a) templada, b) recocida, c) envejecida artificialmente*

La velocidad de maduración varía mucho con la temperatura, siendo mayor cuando se eleva la temperatura. El aumento de la temperatura también influye a la resistencia máxima obtenida durante la maduración, cuánto mayor es la temperatura menor es la resistencia obtenida.

#### **2.1.3.4 Influencia del magnesio**

El efecto de los tratamientos térmicos es mucho más significativo en las aleaciones ternarias que en las aleaciones binarias como Al-Cu. Por este motivo se suelen utilizar aleaciones de 3 o más elementos (9).

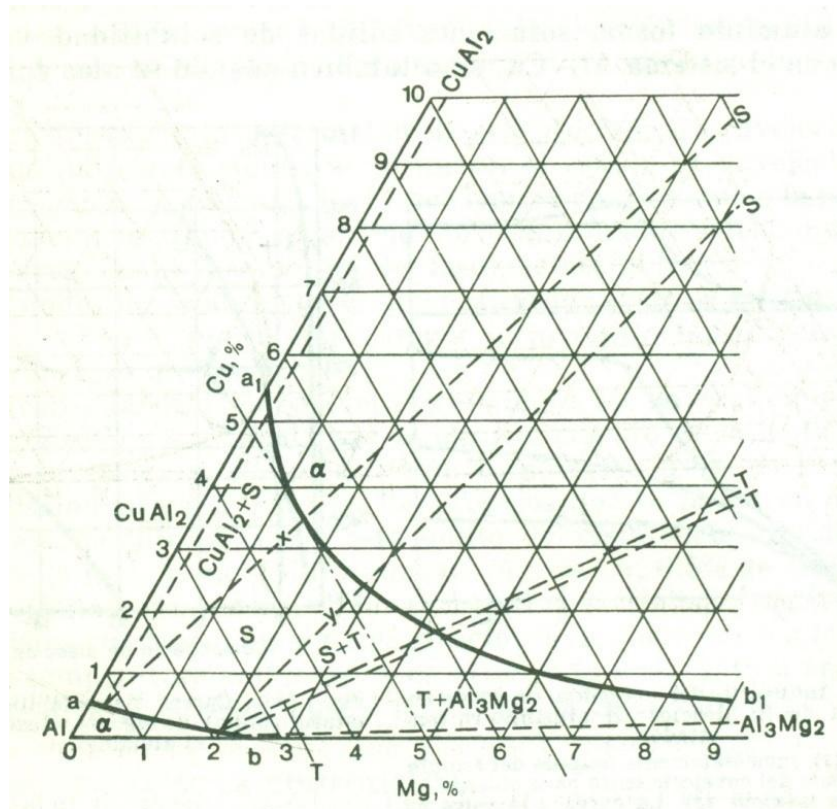
En el caso de la aleación 2024 T351 el tercer constituyente más abundante es el Mg con una concentración entre 1,2 y 1,8% por lo que su efecto en la aleación es importante.

Las aleaciones Al-Cu-Mg son llamadas duraluminios. En ellas pueden formarse los compuestos binarios  $\text{CuAl}_2$  y  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$  y los compuestos ternarios  $\text{CuMgAl}_2$  (fase S) y  $\text{CuMg}_5\text{Al}_5$  (fase T). Estos compuestos tienen solubilidad variable en el aluminio.



La línea a-b indica la solubilidad del Cu y Mg a temperatura ambiente y la a1-b1 a alta temperatura (véase

[Ilustración 6](#)). Las aleaciones que tienen composiciones comprendidas entre estas dos líneas son aptas para endurecimiento por tratamiento térmico.



*Ilustración 6 Solubilidad del Cu y Mg a temperatura ambiente y a alta temperatura.*

### 2.1.3.5 Microestructura

La microestructura de las aleaciones de la serie 2xxx suele ser muy compleja debido a la gran cantidad de aditivos que se suelen añadir que forman una gran variedad de microconstituyentes.

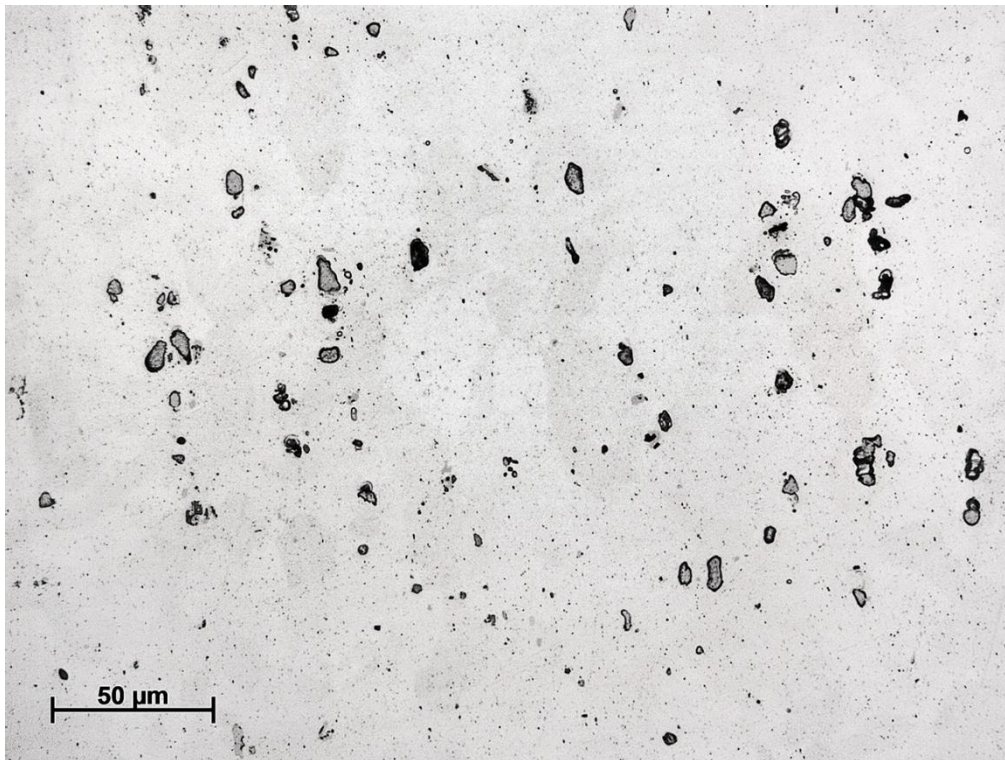
La aleación 2024, con aluminio + cobre + magnesio + hierro + silicio + manganeso, tiene una estructura con muchas fases diferentes:  $(\text{Mn,Fe})_3\text{SiAl}_{12}$ ,  $\text{Mg}_2\text{Si}$ ,  $\text{CuAl}_2$ ,  $\text{Al}_2\text{CuMg}$  y otros ([12](#)).

Los calentamientos disuelven una gran cantidad de Cu y Mg pero precipitan  $\text{Al}_2\text{CuMg}$  y  $\text{CuAl}_2$ . Las fases que contienen hierro se transforman en  $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$  y el manganeso precipita en forma de partículas microscópicas de  $\text{Cu}_2\text{Mn}_3\text{Al}_{20}$ .

La [Ilustración 7](#) es una muestra pulida sin ataque de 2024-T3 ([15](#)). En ella se ve una matriz de  $\alpha$ -Al y varios tipos de compuestos intermetálicos de dimensiones y morfología variable:

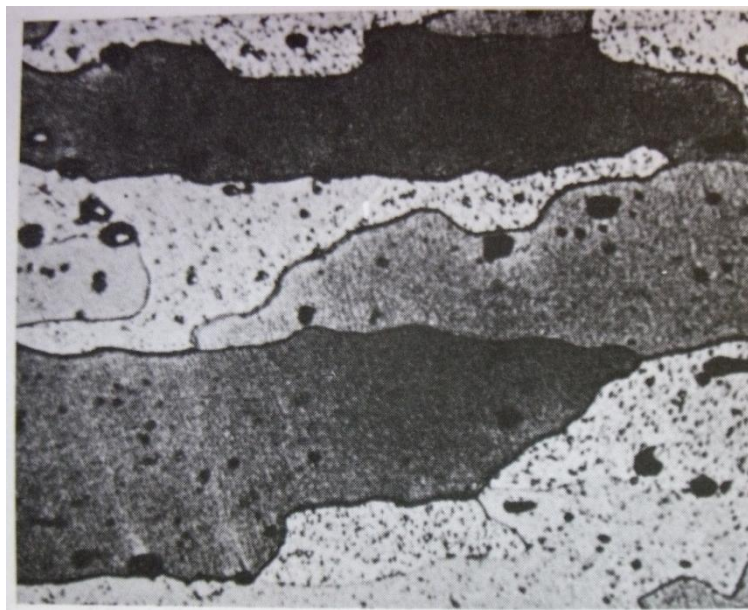
- Fase **S** ( $\text{Al}_2\text{CuMg}$ , negro) y fase **θ** ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ , gris): forma esférica, tamaño inferior a 10  $\mu\text{m}$ .
- Fase **α** (Al-Cu-Fe-Mn-(Si)): forma poligonal/irregular, tamaño inferior a 20  $\mu\text{m}$ , color marrón.
- Dispersoides (Al-Cu-Mn): forma esférica, tamaño entre 100 y 500 nm y difícilmente observables mediante microscopía óptica.

-Fase S ( $\text{Al}_2\text{CuMg}$ ): submicrométrica. Se forma como consecuencia del tratamiento térmico de envejecimiento y aparece dispersa por toda la aleación, sin embargo, su pequeño tamaño (10- 600 nm de diámetro) dificulta su identificación.



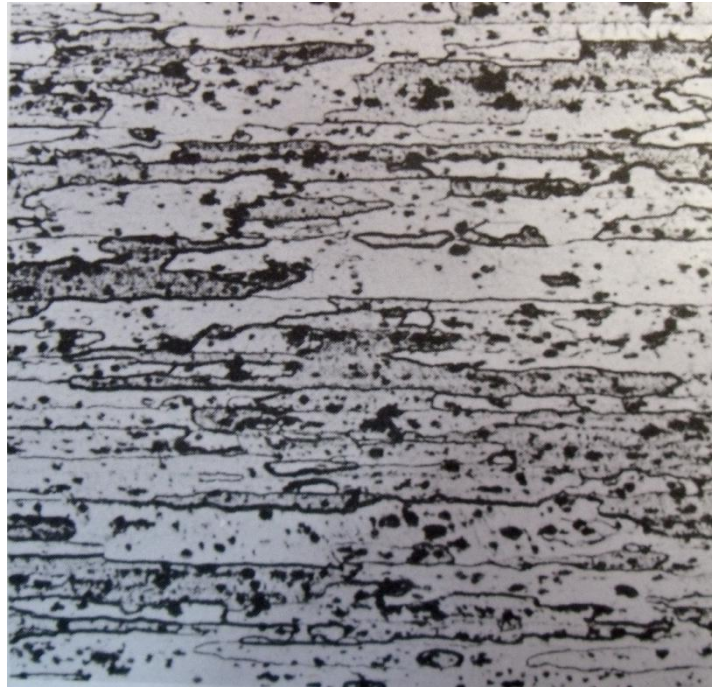
*Ilustración 7 Micrografía AA 2024-T3 pulida sin ataque. Granos equiaxiales.*

En la siguiente figura se ve una placa de aleación 2024-T3 en su sección longitudinal. Las partículas oscuras son  $\text{CuMgAl}_2$ ,  $\text{Cu}_2\text{MnAl}_{20}$  y  $\text{Cu}_2\text{FeAl}_7$ . Esta placa sufrió un tratamiento térmico de solución y fue templada en agua fría.



*Ilustración 8 Sección longitudinal Aleación 2024-T3 tratada térmicamente y templada en agua fría.*  
500X

En la siguiente figura se muestra la misma aleación pero estirada un 6%. Se ven los granos claramente deformados en la dirección del esfuerzo y algunas líneas de deformación.



*Ilustración 9 Placa aleación 2024-T3 estirada un 6%. 100X*



#### 2.1.4 Aleación 5754 H111

Tiene una gran resistencia a la corrosión especialmente en ambientes marinos o atmósferas contaminadas.

Se usa típicamente en: Construcción naval, vehículos, remaches, equipo de la industria pesquera, procesamiento de alimentos, estructuras químicas y nucleares soldadas.

##### 2.1.4.1 Composición química

Elemento químico	%
Manganeso (Mn)	0.0 - 0.50
Hierro(Fe)	0.0 - 0.40
Magnesio (Mg)	2.60 - 3.60
Silicio (Si)	0.0 - 0.40
Cromo(Cr)	0.0 - 0.30
Cobre (Cu)	0.0 - 0.10
Manganeso + Cromo (Mn+Cr)	0.10 - 0.60
Otros (Total)	0.0 - 0.15
Titanio (Ti)	0.0 - 0.15
Zinc (Zn)	0.0 - 0.20
Aluminio(Al)	Resto

---

##### 2.1.4.2 Propiedades físicas

Densidad	2.66 g/cm <sup>3</sup>
Punto de fusión	600 °C
Expansión térmica	24 x10 <sup>-6</sup> /K
Módulo de elasticidad	68 GPa
Conductividad térmica	147 W/m.K
Resistividad eléctrica	0.49 0 <sup>-6</sup> Ω .m

##### Placa de 0.2mm a 6.00 mm

Límite elástico	60 Min MPa
Tensión de rotura	160 - 200 MPa

Dureza Brinell

44 HB

Elongación A50 mm

12 Min %

Tabla 4 Composición química y propiedades físicas AA5754-H111 (16)

#### 2.1.4.3 Aleaciones binarias Al-Mg

Esta aleación posee un eutéctico, en el que el segundo constituyente se designa como  $\beta$  o  $Mg_2Al_3$ ; se encuentra a 35% de magnesio y a 450°C. La solución sólida rica en aluminio contiene 15,35% de magnesio a la temperatura eutéctica y desciende hasta 4% a 200°C y 2% a 100°C. Esta pérdida de solubilidad expulsa  $Mg_2Al_3$  de la solución sólida  $\alpha$  (véase Ilustración 10).

La fase  $\beta$  tiene una celda unitaria de cubo centrado en las caras.  $\beta$  es responsable de la tratabilidad térmica de la aleación (17).

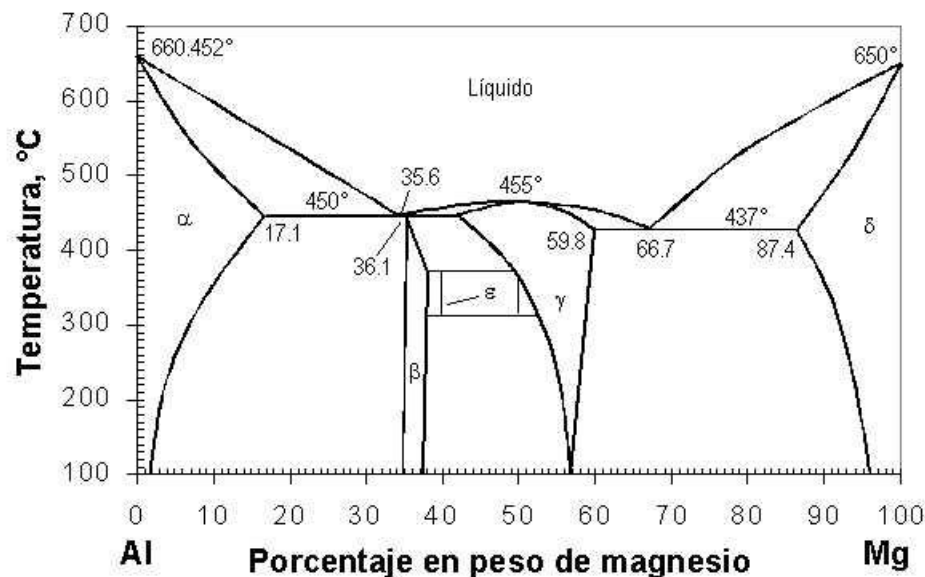


Ilustración 10 Diagrama de equilibrio: aluminio-magnesio

#### 2.1.4.4 Efecto de la adición de cromo y manganeso

El cromo, manganeso o una combinación de ambos se añaden para mejorar el comportamiento frente a corrosión. También aumentan la resistencia a costa de una disminución de ductilidad y formabilidad.

#### 2.1.4.5 Efecto de impurezas

Las impurezas más comunes en estas aleaciones son el silicio y el hierro. El primero se combina con el magnesio formando  $Mg_2Si$ . Éste se puede ver en las microsecciones en forma de pequeñas partículas grises o azules. El hierro tiende a combinarse como  $FeAl_3$ .

#### 2.1.4.6 Microestructura

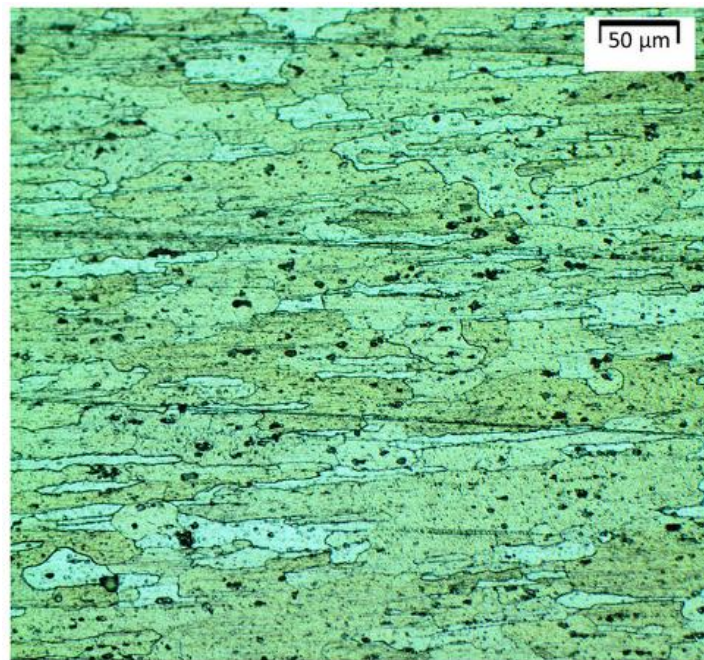
El magnesio está altamente presente en la solución sólida pero aparece como el eutéctico  $Mg_2Al_3$ .

Cuando el contenido de magnesio excede el 3,5%,  $Mg_2Al_3$  puede precipitar en los límites de grano. El cromo es un aditivo frecuente en estas aleaciones y puede aparecer como un fino dispersoide de

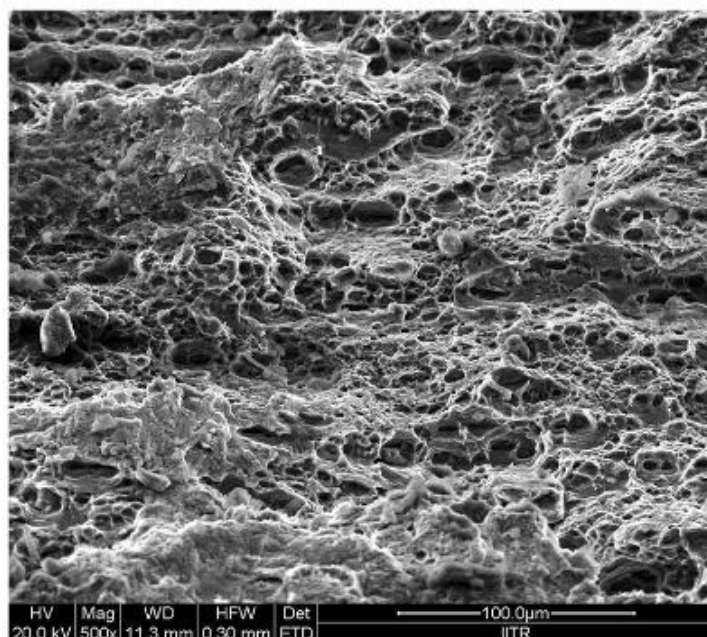
$\text{Cr}_2\text{Mg}_3\text{Al}_{18}$ . Cuando también está presente el manganeso, las fases ricas en hierro se vuelven más complejas, y el  $\text{MnAl}_6$ , probablemente conteniendo cromo, aparece como dispersoide.

El trabajo en frío de estas aleaciones produce notorias bandas de deformación.

En la [Ilustración 11](#) se muestra una micrografía de la AA 5754. En ella se observan los granos claramente alargados debido a su tratamiento de estirado. Pankaj Kumar y Akhilendra Singh realizaron un estudio sobre esta aleación ([18](#)) del que se ha sacado la [Ilustración 12](#). Esta fractografía muestra la morfología de fractura de esta aleación después de ser sometida a un ensayo de impacto Charpy. Los hoyuelos presentes en la superficie de fractura son indicadores de que la naturaleza dúctil de la fractura. Se forman microhuecos alrededor de las inclusiones y su coalescencia provoca el fallo final. Este tipo de fallo, concuerda con los resultados de los test de impacto como se verá más detalladamente en el [Capítulo 2.3](#).



*Ilustración 11 Microestructura de AA 5754*



*Ilustración 12 Morfología de fractura después de un ensayo Charpy de la AA 5754*

#### 2.1.5 Aleación 6082 T6

La aleación 6082 tiene una resistencia media y una resistencia a corrosión excelente. Tiene la resistencia mecánica mayor de la serie 6xxx. Es usada para fines estructurales, en forma de placa la 6082 es la más usada en mecanizado. Si se acompaña de un tratamiento T6 se mecaniza mejor y produce una viruta adecuada usando rompevirutas.

Esta aleación es mala para extruir. El acabado obtenido es peor que el que se consigue con otras aleaciones de la serie 6xxx.

##### 2.1.5.1 Composición química

Elemento químico	%
Manganeso (Mn)	0.40 - 1.00
Hierro (Fe)	0.0 - 0.50
Magnesio (Mg)	0.60 - 1.20
Silicio (Si)	0.70 - 1.30
Cobre (Cu)	0.0 - 0.10
Zinc (Zn)	0.0 - 0.20
Titanio (Ti)	0.0 - 0.10
Cromo (Cr)	0.0 - 0.25
Otros (Total)	0.0 - 0.15
Aluminio (Al)	Resto

---

#### 2.1.5.2 Propiedades físicas

Densidad	2.70 g/cm <sup>3</sup>
Punto fusión	555 °C
Expansión térmica	24 x10 <sup>-6</sup> /K
Módulo de elasticidad	70 GPa
Conductividad térmica	180 W/m.K
Resistividad eléctrica	0.038 x10 <sup>-6</sup> Ω .m

#### Placa de 6.00 mm a 12.5mm

Límite elástico	255 Min MPa
Tensión de rotura	300 Min MPa
Elongación A50 mm	9 Min %
Dureza Brinell	91 HB

Tabla 5 Composición química y propiedades físicas de AA6082-T6 [\(19\)](#)

#### 2.1.5.3 Aleaciones de aluminio-magnesio-silicio

El aluminio y el constituyente Mg<sub>2</sub>Si forman un sistema cuasi-binario que divide al sistema Al-Mg-Si en dos partes. En el sistema cuasi-binario los dos componentes forman un eutéctico a 595°C que contiene un 8,15% de silicio [\(véase Ilustración 13\)](#).

El aluminio, silicio y Mg<sub>2</sub>Si forman un eutéctico ternario a 555°C que contiene 4.97% de magnesio y 12,95% de silicio. Por otro lado, el aluminio, Mg<sub>2</sub>Si y Mg<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> forman otro eutéctico ternario a 451°C y 33,2% de magnesio y 0,37% de silicio [\(véase Ilustración 14\)](#).

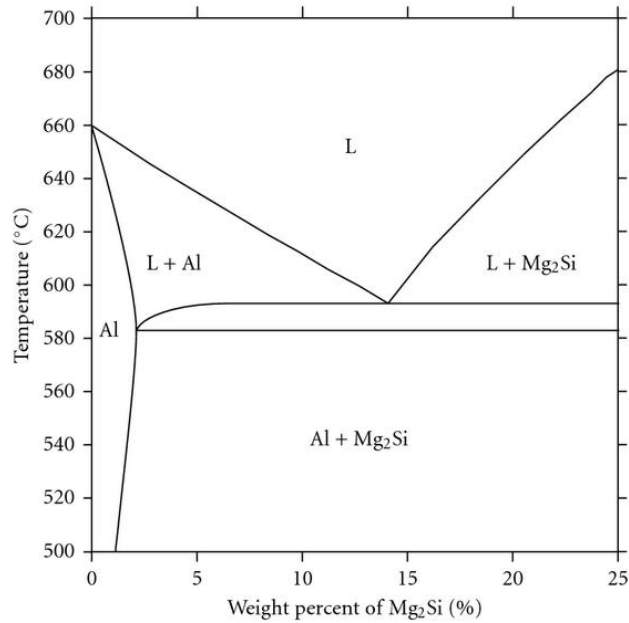


Ilustración 13 Diagrama cuasi-binario. Aluminio-Mg<sub>2</sub>Si

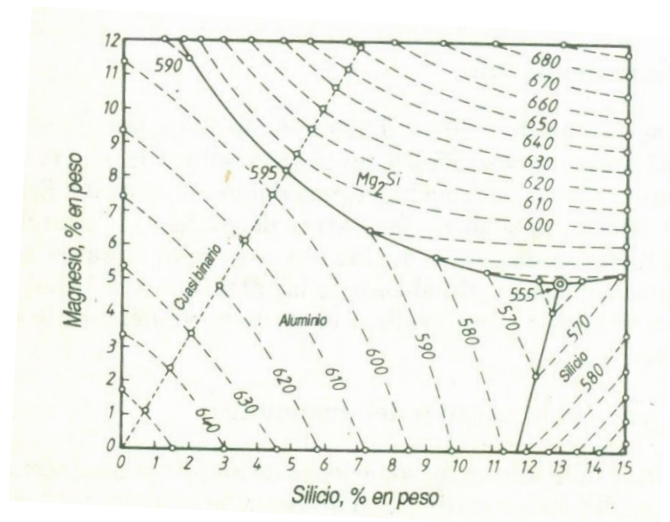


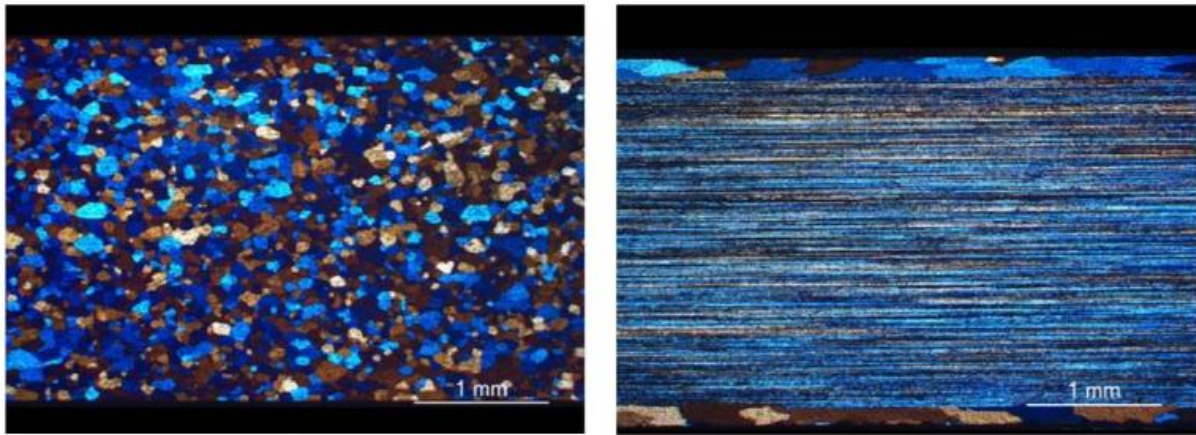
Ilustración 14 Al-Mg-Si liquidus

Debido al cambio de solubilidad con la temperatura del Mg<sub>2</sub>Si en el aluminio en la línea cuasi-binaria estas aleaciones son susceptibles a tratamientos térmicos.

#### 2.1.5.4 Adición de manganeso

El manganeso añadido produce nuevos constituyentes, que son: Mn<sub>2</sub>SiAl<sub>10</sub> y (FeMn)Al<sub>6</sub>. Estos constituyentes normalmente aparecen como dispersoides. Esta adición aumenta ligeramente las propiedades mecánicas y reduce la precipitación de compuestos en los límites de grano. Se añade sobre todo, para controlar la estructura de los granos y retarda la recrystalización después de la extrusión (15). A mayor contenido en peso de Mn mayor retardo en la recrystalización.





*Ilustración 15 Micrografías de estructura dos aleaciones AA6082 con diferente contenido en Mn.  
a) 0,006% en peso de Mn. b) 1,172% en peso de Mn.*

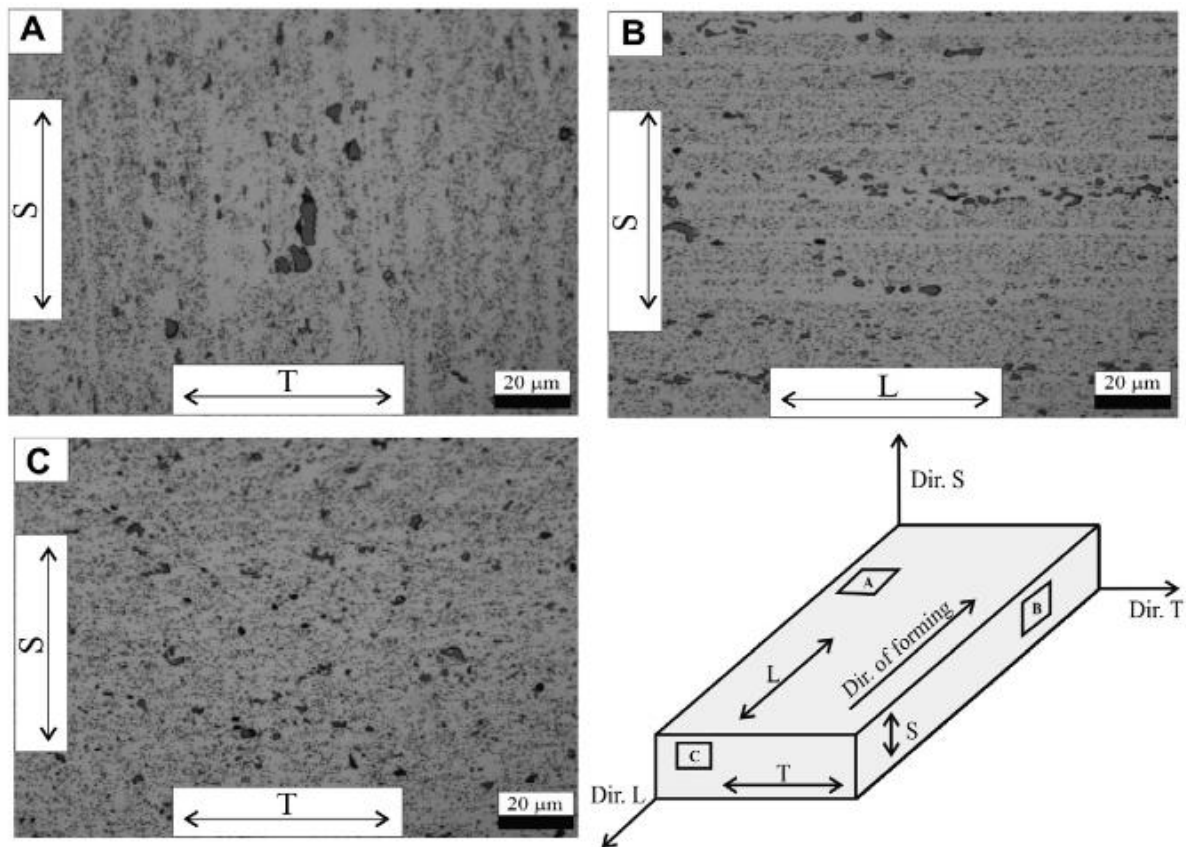
#### 2.1.5.5 Microestructura

Las aleaciones 6xxx usan la solubilidad de  $Mg_2Si$  en el aluminio para su endurecimiento por precipitación.

La presencia de manganeso y cromo estabilizan  $(Fe,Mn,Cr)_3SiAl_{12}$ . En las aleaciones poca aleadas como la 6063, los calentamientos disuelven  $Mg_2Si$ . En aleaciones más aleadas como la 6061 generalmente tienen exceso de  $Mg_2Si$  a la temperatura de solubilización (12).

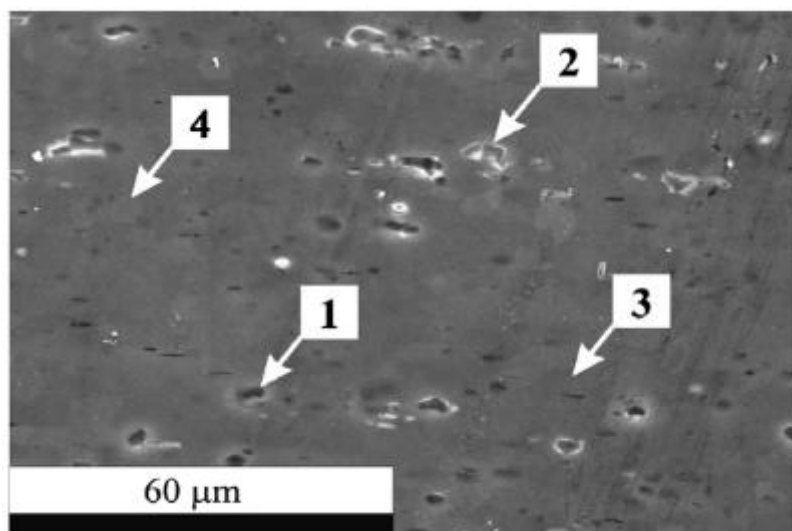
En el estudio llevado a cabo por Jíša et al. (21) se sacaron 3 muestras de una placa de aluminio para forja AA 6082-T6. El tratamiento T6 para esta aleación consiste en un recocido de solubilización a 530°C durante una hora al aire, enfriamiento en agua más caliente de 20°C y envejecimiento artificial a 160°C durante 10 h. Los numerosos dispersoides que se pueden ver en las micrografías se deben al envejecimiento artificial.

Las muestras se cortan en 3 planos perpendiculares como se muestra en la Ilustración 16. Se puede ver una estructura alargada en los planos A y B debida al estirado que ha sufrido.



*Ilustración 16 Microestructura de 3 planos perpendiculares de una placa de AA 6082 T3*

El análisis de estas muestras con microscopio electrónico ([Ilustración 17](#)) revela la existencia de múltiples constituyentes. Las partículas oscuras (1) contienen Si y Al; las partículas brillantes (2) contienen Mn, Fe y Cr; las zonas de la matriz más oscuras y más claras (3 y 4) tienen la misma composición pero diferente concentración de dispersoides.



*Ilustración 17 Superficie de AA 6082-T3 después de pulido electrolítico.*

En la [Ilustración 18](#) se muestra una micrografía de la aleación 6151-T6. Presenta grandes partículas de  $Mg_2Si$  (redondeadas) y de  $(Fe,Mn)_3SiAl_{12}$  (angulosas) y una fina dispersión de una fase



intermetálica con contenido en cromo. En la [Ilustración 19](#) se trata de la misma aleación pero en este caso extruida. Se ven los granos alargados en la dirección longitudinal del tubo. Los granos gruesos de la parte superior de la imagen se encuentran recrystalizados, mientras que los del interior no han recrystalizado.



*Ilustración 18 AA 6151-T6 forjada en matriz cerrada. 250X*



*Ilustración 19 Tubo extruido de AA 6351-T6. Sección longitudinal. 100X*

## 2.2 MECANISMOS DE FALLO EN METALES

El proceso de fractura siempre tiene lugar en la zona próxima al borde de fractura. La apariencia de la fractura y el proceso físico que ocurre en ella varían de un material a otro. Incluso el mismo material puede romper por diferentes mecanismos dependiendo de las condiciones de contorno. Las fracturas pueden ocurrir por un camino de ruptura transgranular (dentro de los granos) o intergranular (en los límites de grano). Sin embargo, independientemente del camino de fractura, hay esencialmente solo cuatro modos de fractura principales: ruptura de huecos, clivaje, fatiga y rotura decohesiva. Cada uno de estos modos tiene una apariencia superficial característica y un mecanismo o mecanismos por los cuales se propaga la fractura.

### 2.2.1.1 *Fractura dúctil*

Ocurre después de una gran deformación plástica. Los materiales dúctiles usualmente fallan como resultado de la nucleación, crecimiento y coalescencia de huecos microscópicos.

Las etapas observadas comúnmente en la fractura dúctil son:

1. Formación de una superficie libre en una inclusión o partícula de una segunda fase por decohesión de la interfase o rotura de la partícula.
2. Crecimiento del hueco alrededor de la partícula por medio de deformación plástica.
3. Coalescencia del hueco en crecimiento con huecos adyacentes.

En materiales donde la segunda fase y las inclusiones están fuertemente sujetas en la matriz, la nucleación de huecos es a menudo la etapa crítica; la fractura ocurre poco después de que los huecos se forman. Cuando la nucleación de huecos ocurre con poca dificultad, la fractura está controlada por el crecimiento y coalescencia de huecos; los huecos en crecimiento alcanzan un tamaño crítico resultando en fallo.

### 2.2.1.2 *Nucleación de huecos*

Un hueco se forma cuando la tensión aplicada es capaz de romper la unión interfacial entre la partícula y la matriz. Hay numerosos modelos para estimar la nucleación pero el más usado es el propuesto por Argon. Propone que la tensión interfacial en una partícula cilíndrica es aproximadamente igual a la suma de la tensión hidrostática más la tensión equivalente de von Mises. La tensión de decohesión es:

$$\sigma_c = \sigma_e + \sigma_m \quad \text{Ec. 1}$$

Siendo  $\sigma_e$  la tensión equivalente de von Mises:

$$\sigma_e = \sqrt{\frac{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_2)^2}{2}} \quad \text{Ec. 2}$$

La tensión hidrostática es:

$$\sigma_m = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3} \quad \text{Ec. 3}$$

Good y Brown desarrollaron un modelo para la nucleación de huecos para el caso de inclusiones submicrónicas. Estimaron que las dislocaciones cerca de la partícula elevaban la tensión en la siguiente cantidad:

$$\Delta\sigma d = 5.4\alpha\mu\sqrt{\frac{\epsilon_1 \cdot b}{r}} \quad \text{Ec. 4}$$

Donde  $\alpha$  es una constante en el rango de 0.14 a 0.33,  $\mu$  es el módulo de cortadura,  $\epsilon_1$  es la tensión máxima normal,  $b$  es la magnitud del vector de Burger, y  $r$  es el radio de la partícula. La tensión máxima en la interfase es igual a:

$$\sigma_c = \Delta\sigma d + \sigma_1 \quad \text{Ec. 5}$$

El modelo de Goods y Brown indica que la nucleación es más difícil cuanto mayor es el tamaño de partícula. El modelo (Ec. 1) se aplica a partículas de radio  $>1 \mu\text{m}$ , implica que  $\sigma_c$  es independiente del tamaño de partícula.

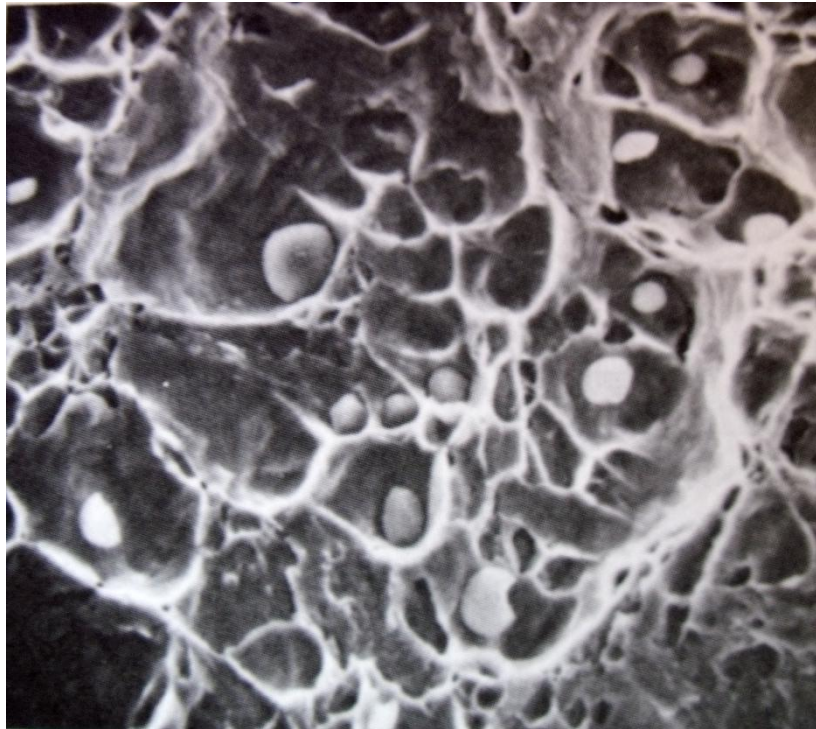
Las observaciones experimentales a menudo son contrarias a estos modelos. La nucleación tiende a ocurrir más rápidamente con partículas grandes. Estos modelos solo consideran la nucleación por el despegado partícula-matriz. La nucleación también puede ocurrir con la rotura de las partículas. Las partículas grandes rompen más fácilmente en presencia de deformación plástica, porque es más probable que contengan defectos internos que pueden actuar como grietas de Griffith. Además, una numerosa cantidad de inclusiones no metálicas pueden romperse o despegarse antes de que ocurra la deformación plástica. Esto hace a la nucleación de vacantes relativamente fácil.

### 2.2.1.3 Crecimiento y coalescencia de huecos

Una vez que el hueco se forma, mayor deformación plástica y tensión hidrostática causan crecimiento y coalescencia de huecos.

El proceso de crecimiento y coalescencia de huecos sigue las siguientes etapas:

1. Si el ratio de volumen de huecos inicial es bajo los huecos crecen independientemente unos de otros.
2. Llega un punto que el crecimiento ha sido tal que los huecos vecinos interactúan entre ellos.
3. La deformación se concentra entre los huecos provocando la formación de cuellos locales.
4. Se produce la coalescencia de huecos y a continuación la fractura.



*Ilustración 20 Aspecto típico de una superficie de fractura dúctil. Los hoyuelos se forman alrededor de las inclusiones y van creciendo en tamaño.*

#### **2.2.1.4 Fractografía de superficies de fallo por fractura dúctil**

##### **2.2.1.4.1 Influencia del tamaño de partícula**

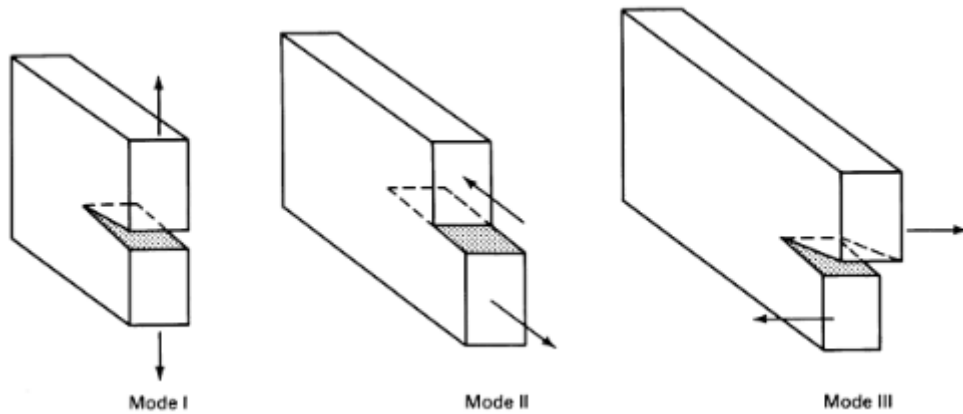
Muchos materiales contienen una distribución bimodal o trimodal de partículas. Por ejemplo, las aleaciones de aluminio para forja contienen inclusiones de un tamaño relativamente grande y partículas submicrónicas. Los huecos se formarán más fácilmente en las inclusiones de mayor tamaño pero las partículas submicrónicas también contribuirán a su formación.

La distribución y tamaño de las inclusiones influye significativamente en la superficie de rotura. Cuando los sitios de nucleación son pocos y están muy espaciados, los huecos crecen a un tamaño grande antes de fusionarse y el resultado es una superficie de fractura que contiene hoyuelos grandes. Se forman pequeños hoyuelos cuando se activan numerosos sitios de nucleación y los huecos no tienen la oportunidad de alcanzar un gran tamaño sin juntarse.

En función de la microestructura y plasticidad del material los hoyuelos pueden ser muy profundos, con forma cónica o pueden ser bastante superficiales. La formación de hoyuelos superficiales puede estar causada por la unión de microhuecos por cortadura a lo largo de las bandas de deslizamiento (17).

##### **2.2.1.4.2 Fractura por desgarro o cortante**

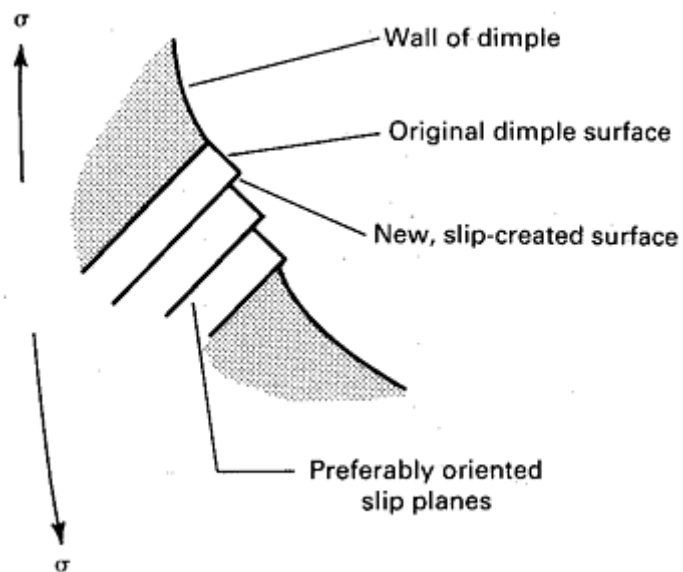
Las superficies de fractura que resultan de las condiciones de carga de desgarro (Modo I) o cortante (Modos II y III) exhiben hoyuelos alargados (un eje del hoyuelo es más largo que otro).



*Ilustración 21 Carga por desgarro o cortante*

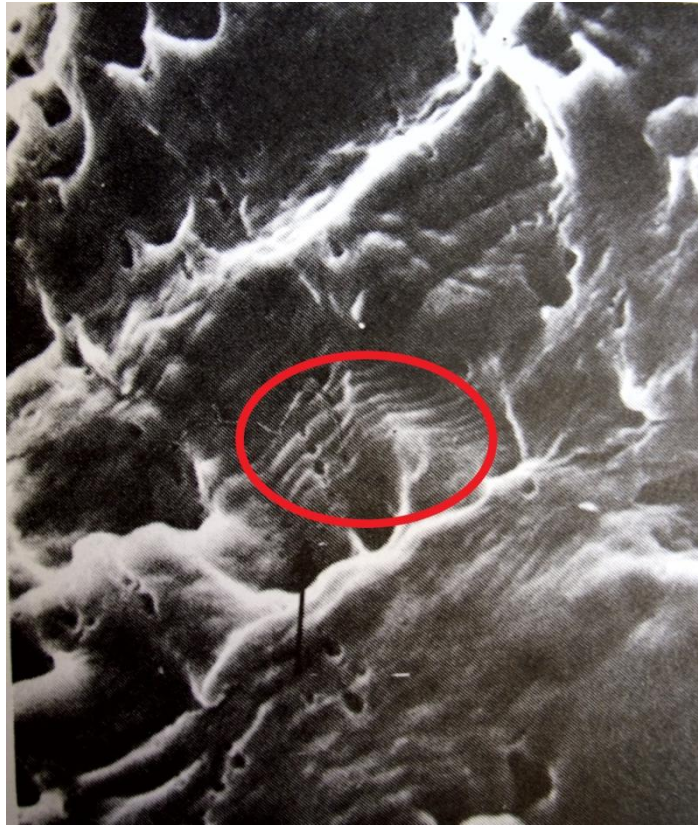
#### 2.2.1.4.3 Deslizamiento en serpiente

Los metales que sufren una considerable deformación plástica y desarrollan huecos grandes con frecuencia contienen marcas de deformación en las paredes de hoyuelos. Estas marcas ocurren cuando los planos de deslizamiento en la superficie de los huecos están orientados favorablemente a la dirección principal del esfuerzo. En estos casos se forma un patrón que se conoce como deslizamiento en serpiente.



*Ilustración 22 Planos de deslizamiento que dan como resultado un deslizamiento en serpiente y ondulaciones en una pared de un hoyuelo.*





*Ilustración 23 Deslizamiento en serpentina (círculo rojo) en un cobre de alta conductividad.*

## 2.2.2 Clivaje

Es la propagación de una grieta rápidamente a lo largo de planos cristalográficos determinados. El clivaje puede ser frágil, pero también puede estar precedido de un flujo plástico elevado y de crecimiento dúctil de grietas. Los planos preferentes para el clivaje son los que tienen menor densidad de empaquetamiento. La fractura es transgranular. La grieta cambia su orientación cada vez que llega a los límites de grano. La dirección nominal del clivaje es perpendicular a la mayor tensión principal.

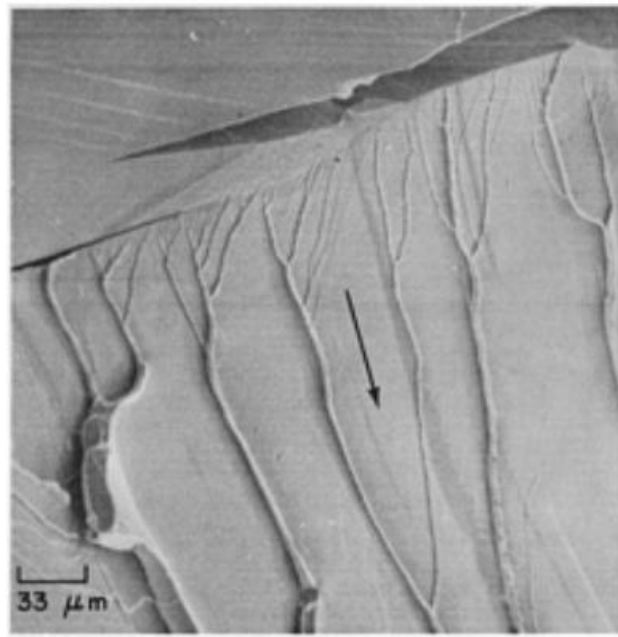
El clivaje es más probable cuando el flujo plástico está limitado. Por ejemplo la estructura cúbica centrada en las caras (FCC) normalmente no es susceptible de clivaje porque presenta amplios sistemas de deslizamiento.

### 2.2.2.1 Fractografía de superficies de fallo por clivaje

Teóricamente, la fractura por clivaje produce caras que coinciden perfectamente. Pero, como las aleaciones que se usan en la industria son policristalinas, contienen inclusiones, dislocaciones y otras imperfecciones, las fracturas pueden presentar patrones muy diferentes. Algunos ejemplos son: patrones en forma de río, en forma de pluma, pasos de clivaje, lenguas...

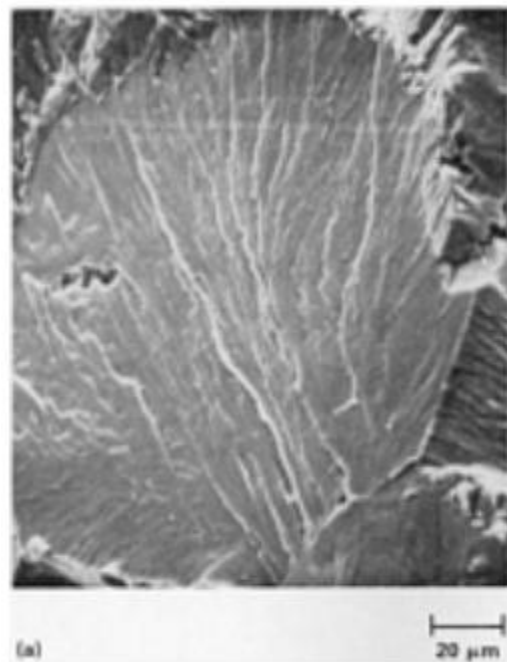
Las caras planas a través de los granos tienen una gran reflectividad por lo que dan a las fracturas por clivaje un brillo metálico característico. Cuando las roturas se observan al microscopio presentan irregularidades (23). A continuación se muestra el aspecto de los patrones más característicos.

El patrón en forma de río se caracteriza por la formación de numerosos planos de clivaje paralelos. Cuando la fractura avanza estos planos paralelos se van uniendo en otros planos de clivaje mayores formando un patrón característico (véase Ilustración 24).



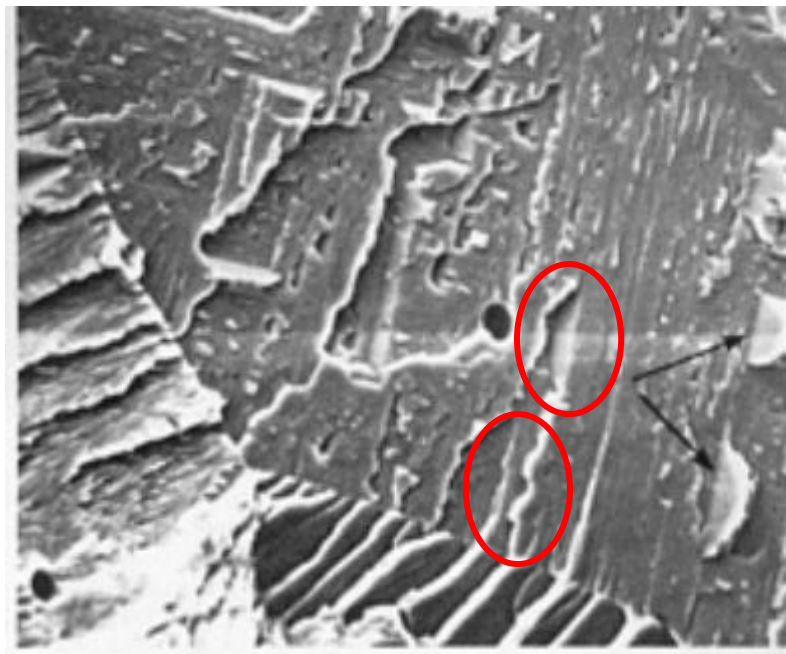
*Ilustración 24 Pasos de clivaje y patrones de río en aleación Fe-0.01C-0.24Mn-0.02Si*

Las plumas son una disposición en forma de abanico de pasos de clivaje muy finos. El origen de esos pasos es el origen de la fractura (véase Ilustración 25).



*Ilustración 25 Patrón de pluma de un grano de acero al cromo*

Las lenguas se forman cuando fractura de clivaje se desvía y se propaga una distancia corta a lo largo de una orientación gemela (véase Ilustración 26).



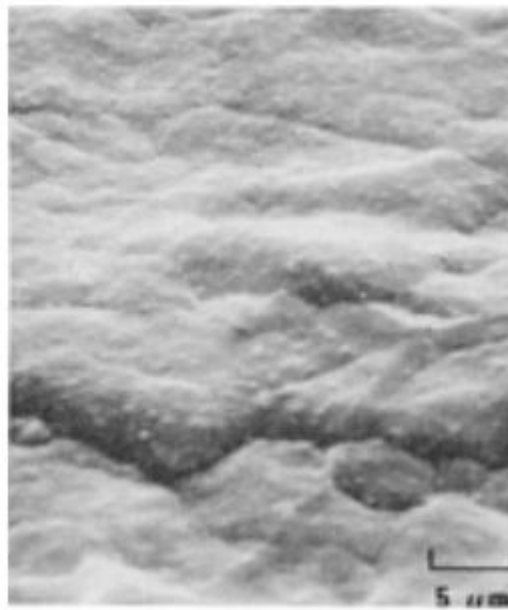
*Ilustración 26 Lenguas (con círculo rojo) en superficie de acero con 30% Cr.*



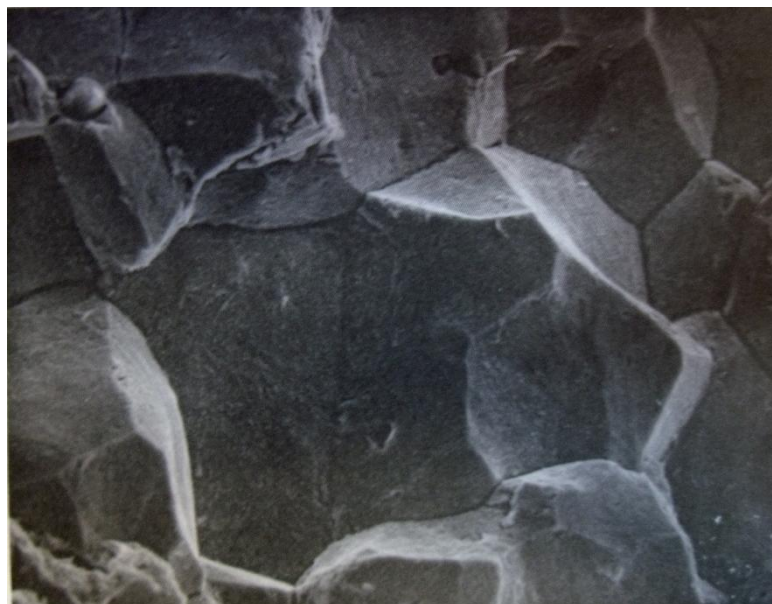
### 2.2.3 Fractura decohesiva

Las fracturas decohesivas presentan poca o ninguna deformación plástica. La ruptura se produce en los límites de grano. Los límites de grano son lugares preferentes para la difusión y segregación de elementos tales como hidrógeno, azufre, fósforo, antimonio, arsénico y carbono y metales de bajo punto de fusión. La presencia de estos microconstituyentes reduce significativamente la cohesión entre los granos, favoreciendo la fractura decohesiva.

Cuando se produce una ruptura decohesiva a lo largo de granos alargados y aplanados que forman planos casi ininterrumpidos a través del material, como en aleaciones extruidas severamente y a lo largo de los planos de clivaje de algunas forjas, se producen fracturas relativamente lisas y sin rasgos característicos (véase Ilustración 27)



*Ilustración 27 Fractura por decohesión en una aleación de aluminio para forja.*



*Ilustración 28 Fractura intergranular decohesiva en un acero AISI 4130*

#### 2.2.4 Efecto del estado de carga

Los metales fcc, como las aleaciones de aluminio y los aceros inoxidables austeníticos, y los metales hcp, como el titanio y las aleaciones de zirconio, generalmente no se ven afectadas por el estado de carga.

En estos materiales pueden presentar cambios en la naturaleza de los huecos; pero no suelen presentar cambios en el modo de fractura.

La dirección del estrés principal afecta la forma del hueco. Tensiones que actúan en paralelo al plano de fractura (cortantes) dan como resultado huecos alargados, mientras que una tensión principal que actúa de manera normal al plano de fractura resulta en huecos equiaxiales. Normalmente la carga es una combinación de tracción y cortadura por lo que las superficies de rotura pueden presentar mucha variedad de formas y orientaciones.

#### 2.2.5 Efecto de la velocidad de deformación

Como el presente estudio trata sobre ensayos de impacto, solo se hablará sobre el efecto de las altas velocidades de deformación en la microestructura final.

Como en el caso del efecto del estado de carga, los metales con red bcc se ven más afectados por la velocidad de deformación que los fcc o hcc. Una velocidad de deformación moderadamente alta altera el tamaño y la profundidad de los huecos.

En roturas producidas con alta velocidad de deformación como impactos de proyectiles o rotura explosiva, los materiales presentan una deformación muy localizada que se conoce como **cortadura adiabática**. La deformación del material se concentra en bandas estrechas (de 5  $\mu\text{m}$  a 100  $\mu\text{m}$ ) dentro de una matriz relativamente no deformada (Ilustración 29). El ancho de las bandas de corte depende del material base. En general, cuanto más duro es el material, más estrechas son las bandas de corte. Este fenómeno se observa en muchas aplicaciones como la forja o los impactos balísticos. En muchas ocasiones es indeseable porque el material pierde la capacidad de absorber energía y por ser un precursor del fallo mecánico (24).

Se cree que las bandas de cortadura se producen en los planos de deslizamiento. Las velocidades de deformación tan altas en el interior de las bandas pueden producir tanto calor que derritan o debiliten el material. Este tratamiento térmico tan localizado genera propiedades diferentes a las del material base que le hacen más débil y facilitan su fractura.



*Ilustración 29 Micrografía de una banda de cortadura adiabática*

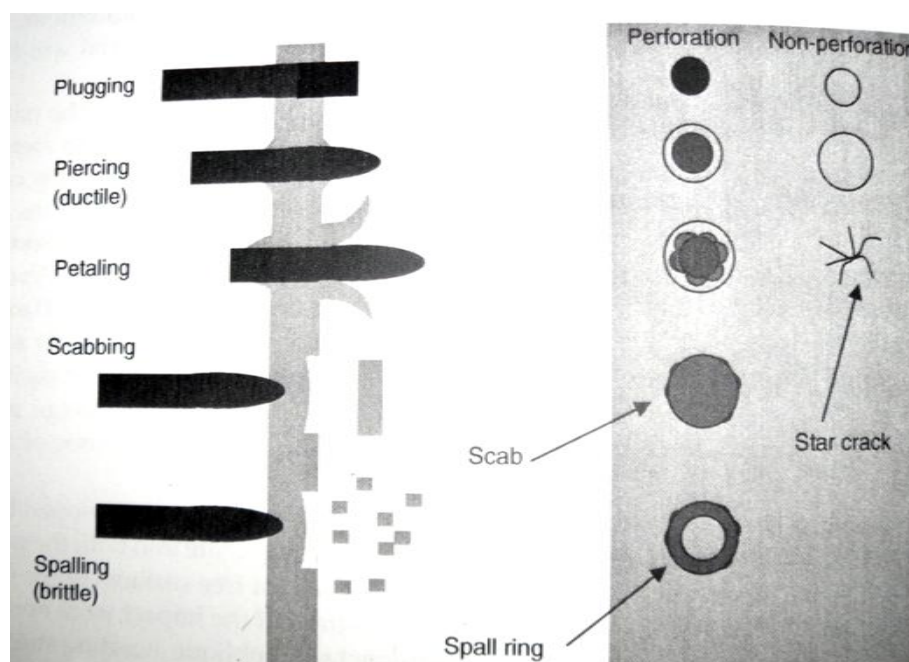
### 2.2.6 Modos de fallo en ensayos balísticos

Las variables más importantes que rigen el modo de fallo de una plancha al ser impactada son los materiales del proyectil y la plancha, la velocidad de impacto, la forma del proyectil y sus dimensiones y la geometría del objetivo (25). La combinación de estos factores determinará el fallo.

Aunque en los ensayos balísticos los materiales fallan principalmente por los 3 mecanismos que se han expuesto anteriormente (fractura dúctil, clivaje y fractura decohesiva), macroscópicamente durante el impacto se forman unas estructuras muy características:

- El **spalling** es muy común y es resultado de una reflexión de onda de la cara posterior de la placa. Es frecuente en materiales más resistentes a compresión que a tracción.
- El **scabbing** es similar al spalling, pero la fractura es resultado de la gran deformación de la chapa que provoca una rotura en una inhomogeneidad local.
- La **fractura frágil** ocurre en materiales débiles y de baja densidad. La fractura radial es frecuente en materiales cerámicos que tienen menor resistencia a tracción que a compresión. Esto también ocurre en materiales metálicos como algunos aceros.
- El **plugging** ocurre en materiales que tienen bastante ductilidad y cuando el proyectil colisiona a una velocidad cercana al límite balístico. Un concepto muy importante en este tipo de fallo es la cortadura adiabática. En los momentos iniciales del impacto se forma un anillo local de cortadura. Esto ocurre muy rápidamente y el objetivo no tiene tiempo suficiente para moverse. Se genera un calor local muy intenso. Debido a la alta velocidad de deformación y el tiempo tan reducido el calor no puede ser evacuado. El material del anillo al encontrarse a tan alta temperatura tiene peores propiedades que el material circundante y tiende a fluir fácilmente. Finalmente, un tapón es expulsado. Las puntas planas en los proyectiles tienden a favorecer la cortadura adiabática.
- El **petalling** ocurre cuando las tensiones radiales y circunferenciales son altas y el proyectil impacta a una velocidad cercana al límite balístico.

La **Ilustración 30** representa los modos de fallo típicos de una placa metálica sujeta a impacto.



*Ilustración 30 Modos de fallo del material objetivo.*

## 2.3 LEYES DE ENDURECIMIENTO

La sensibilidad a la deformación, a la velocidad de deformación y a la temperatura son factores que afectan mucho al endurecimiento o ablandamiento de los materiales. A su vez, estos tres factores están ligados entre ellos.

El objetivo de una ley de endurecimiento es reproducir la dependencia existente entre la tensión equivalente y los factores anteriormente citados, además del histórico de deformaciones y velocidades de deformación.

Unir todos estos factores para describir el comportamiento de un material es una tarea difícil. Por ello es un campo en el que se ha trabajado mucho las últimas décadas y en el que se sigue trabajando en la actualidad.

### 2.3.1 Ley de endurecimiento Johnson-Cook (26)

Es un modelo de comportamiento termoviscoplastico, el endurecimiento es función de la velocidad de deformación y de la temperatura. Es útil para hacer simulaciones de metales con altas velocidades de deformación y en análisis dinámicos adiabáticos; dicho de otro modo, simulaciones de un tiempo tan pequeño que el material es incapaz de intercambiar calor con el medio que le rodea. Su formulación consta de tres términos desacoplados donde el primero define la dependencia del endurecimiento por deformación, el segundo la sensibilidad de la deformación y el tercero la sensibilidad a la temperatura.

$$\bar{\sigma}(\bar{\epsilon}^p, \dot{\bar{\epsilon}}^p, \theta) = [A + B(\bar{\epsilon}^p)^n] \left[ 1 + C \ln \left( \frac{\dot{\bar{\epsilon}}^p}{\dot{\bar{\epsilon}}_0} \right) \right] [1 - \theta^m] \quad \text{Ec. 6}$$

Donde A es límite elástico obtenido en condiciones cuasiestáticas para un valor de  $\dot{\bar{\epsilon}}^p = \dot{\bar{\epsilon}}_0$ ; B y n representan los efectos del endurecimiento por deformación, siendo B el coeficiente de endurecimiento y n el exponente del endurecimiento por deformación; C es el coeficiente multiplicativo que representa el efecto de la velocidad de deformación; m es el exponente de ablandamiento correspondiente a la temperatura;  $\theta$  es la temperatura adimensional dada por

$$\theta = \frac{T - T_0}{T_{melt} - T_0} \quad \text{Ec. 7}$$

$\bar{\sigma}$  es la tensión equivalente.

### 2.3.2 Ley de endurecimiento de Steinberg-Cochran-Guinan (27)

En la ley de Steinberg-Cochran-Guinan el límite elástico esta dado por

$$\sigma_y = \min \left\{ \sigma_0 (1 + \beta \alpha)^n, \sigma_y^{max} \right\} \frac{G(T, P)}{G_0} \quad \text{Ec. 8}$$

donde  $\sigma_0$  es el límite elástico inicial,  $\beta$  y n son propiedades de ley de endurecimiento,  $\alpha$  es la deformación plástica equivalente acumulativa, G(T, P) es el módulo de cortadura (que puede depender de la temperatura y la presión) y  $G_0$  es el módulo de cortadura inicial. La dependencia del módulo de cortadura con la temperatura y la presión está dada por:

$$\frac{G(T, P)}{G_0} = 1 + \frac{G'_P}{G_0} P J^{1/3} + \frac{G'_T}{G_0} (T - T_0) \quad \text{Ec. 9}$$

donde J es el cambio de volumen relativo ( $V / V_0$ ),  $G_P$  y  $G_T$  son coeficientes para los efectos de la presión y la temperatura, T es la temperatura actual, y  $T_0$  es una temperatura de referencia.

### 2.3.3 Ley de endurecimiento de Steinberg-Lund (28)

En la ley de Steinberg-Lund el límite elástico esta dado por

$$\sigma_y = \left( \min \{ \sigma_0 (1 + \beta \alpha)^n, \sigma_y^{max} \} + \min \{ Y_T(\dot{\alpha}, T), Y_P \} \right) \frac{G(T, P)}{G_0} \quad \text{Ec. 10}$$

donde  $Y_T(\dot{\alpha}, T)$  es un término dependiente de la tasa de deformación y de la temperatura,  $\sigma_0$  es el límite elástico inicial,  $\beta$  y  $n$  son propiedades de ley de endurecimiento,  $\alpha$  es la deformación plástica equivalente acumulativa,  $G(T, P)$  es el módulo de cortadura (que puede depender de la temperatura y la presión) y  $G_0$  es el módulo de cortadura inicial. El término dependiente de la tasa de deformación y la temperatura se define en forma inversa

$$\frac{d\alpha(Y_T, T)}{dt} = \left[ \frac{1}{C_1} \exp \left( \frac{2U_k}{kT} \left( 1 - \frac{Y_T}{Y_P} \right)^2 \right) + \frac{C_2}{Y_T} \right]^{-1} \quad \text{Ec. 11}$$

donde  $C_1$ ,  $C_2$ ,  $U_k$  y  $Y_P$  son parámetros de la ley de endurecimiento. La dependencia del módulo de cortadura con la temperatura y la presión está dada por:

$$\frac{G(T, P)}{G_0} = 1 + \frac{G'_P}{G_0} P J^{1/3} + \frac{G'_T}{G_0} (T - T_0) \quad \text{Ec. 12}$$

donde  $J$  es el cambio de volumen relativo ( $V / V_0$ ),  $G_P$  y  $G_T$  son coeficientes para los efectos de la presión y la temperatura,  $T$  es la temperatura actual, y  $T_0$  es una temperatura de referencia.

## 2.4 CRITERIOS DE FALLO

En las últimas décadas el fallo dúctil de materiales ha sido objeto de estudio. La función de un criterio de fallo es reproducir la fractura y el deterioro progresivo de un material. Se considera que el material ha fallado cuando no es capaz de resistir cargas. Esto ocurre cuando las tensiones y deformaciones alcanzan un valor crítico, normalmente se toma como referencia un nivel de deformación plástica crítico.

En este trabajo se utilizarán los criterios de fallo de Johnson-Cook y de Bai-Wierzbicki, pero antes de explicar estos criterios es necesario definir los conceptos de triaxialidad y parámetro de Lode.

### 2.4.1 Triaxialidad y parámetro de Lode

Las diferentes etapas que comprenden el fenómeno de la fractura dúctil dependen del estado tensional, tal y como dicen numerosos estudios (29) (30) (31). Muchos modelos de fallo dúctil incluyen la influencia respecto a un parámetro al que llaman triaxialidad. La triaxialidad es un parámetro dependiente del estado tensional y se define como la relación entre la tensión hidrostática  $\sigma_m$  y la tensión equivalente de Von Mises  $\bar{\sigma}$ .

$$\eta = \frac{\sigma_m}{\bar{\sigma}} \quad \text{Ec. 13}$$

El tensor de tensiones se puede descomponer en su parte hidrostática y desviadora

$$\sigma_{ij} = \sigma_m \cdot \delta_{ij} + S_{ij} \quad \text{Ec. 14}$$

$\delta_{ij}$  es la matriz identidad y  $S_{ij}$  la parte desviadora del tensor de tensiones.

Por otro lado los invariantes de  $\sigma_{ij}$  son:

$$I1 = \sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3 \quad \text{Ec. 15}$$

$$I2 = \sigma_1\sigma_2 + \sigma_2\sigma_3 + \sigma_3\sigma_1 \quad \text{Ec. 16}$$

$$I3 = \det(\sigma_{ij}) \quad \text{Ec. 17}$$

Y los invariantes de  $S_{ij}$  son:

$$J1 = 0 \quad \text{Ec. 18}$$

$$J2 = \frac{1}{6} [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2] \quad \text{Ec. 19}$$

$$J3 = \det(S_{ij}) \quad \text{Ec. 20}$$

Por tanto la triaxialidad puede expresarse de la siguiente manera

$$\eta = \frac{I3/3}{\sqrt{3 \cdot J2}} \quad \text{Ec. 21}$$

Por otro lado el estado tensional puede representarse como un vector  $\overrightarrow{OP}$  donde las direcciones principales de  $\sigma_1$ ,  $\sigma_2$  y  $\sigma_3$  forman un triedro cartesiano. El vector  $\overrightarrow{OP}$  puede descomponerse en sus componentes hidrostática  $\overrightarrow{ON}$  y desviadora  $\overrightarrow{NP}$ . La dirección de la componente hidrostática es la de la diagonal del cuadrante y la de la componente desviadora es perpendicular a la anterior e incluida en el plano desviador  $\pi$ . A partir de la [Ilustración 31](#) se obtienen los módulos de  $\overrightarrow{ON}$  y  $\overrightarrow{NP}$ .

$$|\overrightarrow{ON}| = a = \sqrt{3} \cdot \sigma_m \quad \text{Ec. 22}$$

$$|\overrightarrow{NP}| = r = \sqrt{2 \cdot J2} = \sqrt{\frac{2}{3}} \cdot \bar{\sigma} \quad \text{Ec. 23}$$

De esta manera se puede reescribir la triaxialidad como

$$\eta = \frac{\sqrt{3} \cdot a}{3 \cdot r} \quad \text{Ec. 24}$$

Para definir totalmente el estado tensional en esta representación geométrica no es suficiente con saber los módulos de las componentes hidrostática y desviadora, se necesita saber la orientación del vector  $\overrightarrow{NP}$  dentro del plano  $\pi$ . Esta información se consigue con el ángulo de Lode  $\theta$ . El ángulo de Lode se define como se puede ver en la [Ilustración 32](#) y se calcula

$$\cos(3\theta) = \frac{3\sqrt{3} \cdot J3}{2 \cdot J2^{3/2}} \quad \text{Ec. 25}$$

$$\cos(\theta) = \frac{\sqrt{3} \cdot s1}{2 \cdot \sqrt{J2}} = \frac{2 \cdot s1 - s2 - s3}{2 \cdot \sqrt{3 \cdot J2}} \quad \text{Ec. 26}$$

Posteriormente se ha demostrado en estudios como el de Bao y Wierzbicki ([32](#)) y el de Barsoum y Faleskog ([29](#)) que la triaxialidad por sí sola no explica adecuadamente el comportamiento de los materiales al fallo. Por este motivo se introduce un nuevo parámetro, el parámetro de Lode ( $\mu$ ) dependiente del ángulo de Lode  $\theta$ .

$$\mu = \frac{2\sigma_2 - \sigma_1 - \sigma_3}{\sigma_1 - \sigma_3} = -\sqrt{3}\tan\theta \quad \sigma_1 > \sigma_2 > \sigma_3 \quad \text{Ec. 27}$$

Si se relaciona el ángulo de Lode con el tercer invariante se obtiene el parámetro del ángulo de Lode adimensional.

$$\xi = \cos(3\theta) = \frac{27 \cdot J_3}{2 \cdot \bar{\sigma}^3} = \frac{3 \cdot \sqrt{3} \cdot J_3}{2 \cdot J_3^{3/2}} \quad \text{Ec. 28}$$

El ángulo de Lode puede ser normalizado de acuerdo con los resultados de Bai et al.

$$\bar{\theta} = 1 - \frac{6\theta}{\pi} = 1 - \frac{2}{\pi} \arccos \xi \quad \text{Ec. 29}$$

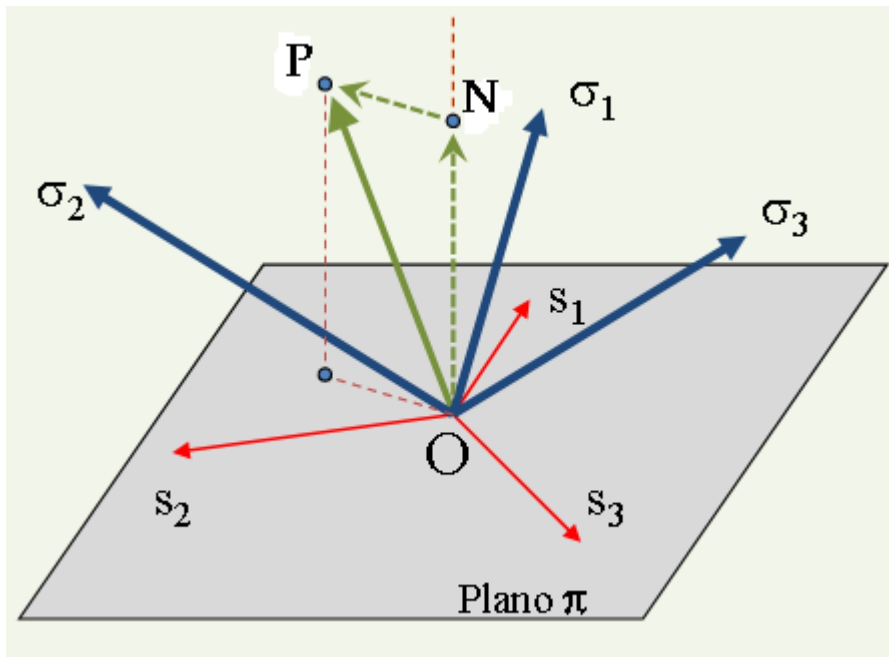


Ilustración 31 Representación geométrica de Haig-Westergaard

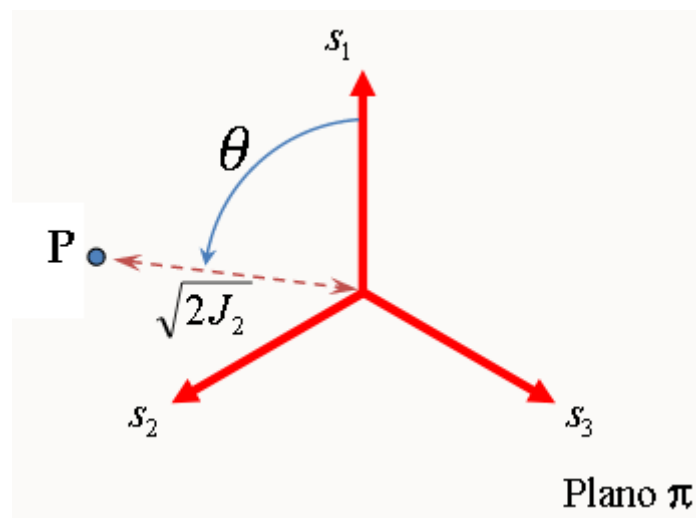


Ilustración 32 Representación del ángulo de Lode



De este modo, cualquier estado tensional puede ser caracterizado usando este par de parámetros ( $\eta, \bar{\theta}$ ). Algunos estados encontrados en las probetas utilizadas normalmente en ensayos se caracterizan por los parámetros mostrados en la [Tabla 6](#).

No.	Specimen type	Analytical expressions for stress triaxiality $\eta^a$	The Lode angle parameter $\bar{\theta}$
1	Smooth round bars, tension	$\frac{1}{3}$	1
2	Notched round bars, tension (Bridgman, 1952)	$\frac{1}{3} + \sqrt{2} \ln \left(1 + \frac{a}{2R}\right)$	1
3	Plastic plane strain, tension	$\frac{\sqrt{3}}{3}$	0
4	Flat grooved plates, tension (Bai et al., 2006b)	$\frac{\sqrt{3}}{3} \left[1 + 2 \ln \left(1 + \frac{t}{4R}\right)\right]$	0
5	Torsion or shear	0	0
6	Cylinders, compression	$-\frac{1}{3}$	-1
7	Equi-biaxial plane stress tension	$\frac{2}{3}$	-1
8	Equi-biaxial plane stress compression	$-\frac{2}{3}$	1
9	Plastic plane strain, compression	$-\frac{\sqrt{3}}{3}$	0
10	Notched round bars, compression	$-\left[\frac{1}{3} + \sqrt{2} \ln \left(1 + \frac{a}{2R}\right)\right]$	-1

*Tabla 6 Diez probetas utilizadas normalmente en ensayos de plasticidad y fractura*

#### 2.4.2 Criterio de fallo constante

Es el criterio de fallo más sencillo. Consiste en considerar que el fallo se produce cuando la deformación plástica equivalente llega a un determinado valor constante. Dicho valor, se calcula iterativamente hasta que las velocidades residuales de las simulaciones se parezcan a las de los experimentos. Este método puede considerarse una primera aproximación. Pese a ello se utiliza en simulaciones debido a su sencillez [\(33\)](#) [\(34\)](#).

$$\bar{\epsilon}_f = Cte \quad \text{Ec. 30}$$

#### 2.4.3 Criterio de fractura Johnson – Cook

El modelo de fallo de Johnson-Cook incluye los efectos de la triaxialidad, la velocidad de deformación y la temperatura.

El criterio de fallo consiste en la evaluación sucesiva de un sumatorio a lo largo de un proceso de deformación. D es un parámetro que cuantifica el daño acumulado del material [\(35\)](#). Cuando D llega al valor unidad el material colapsa, la deformación plástica acumulada  $\Delta \bar{\epsilon}^p$  es igual a la deformación de fractura  $\bar{\epsilon}_f$ .

$$D = \sum \frac{\Delta \bar{\epsilon}^p}{\bar{\epsilon}_f(\eta, \dot{\bar{\epsilon}}^p, T)} \quad \text{Ec. 31}$$

Para el cálculo de la deformación de fractura se incluye el efecto de la triaxialidad, la temperatura y la velocidad de deformación

$$\bar{\epsilon}_f(\eta, \dot{\bar{\epsilon}}, T) = [D_1 + D_2 e^{(D_3 \eta)}] \cdot \left[1 + D_4 \log \frac{\dot{\bar{\epsilon}}}{\dot{\bar{\epsilon}}_0}\right] \cdot \left[1 + D_5 \frac{T - T_0}{T_{melt} - T_0}\right] \quad \text{Ec. 32}$$

Donde,  $T_0$  es la temperatura ambiente o de referencia,  $T_{melt}$  la temperatura de fusión y  $D_1, D_2, D_3, D_4$  y  $D_5$  son constantes del material.



#### 2.4.4 Criterio de fractura Bai – Wierzbicki

En 2004, Bao y Wierzbicki estudiaron la deformación plástica efectiva de fallo en el rango de triaxialidades entre  $-\frac{1}{3} \leq \eta \leq 2$ . Al analizar los resultados experimentales se dieron cuenta de que la deformación de fractura no es monótonamente creciente con el descenso de la triaxialidad. Para representar fielmente el comportamiento se necesitan 3 curvas. A partir de estos datos se obtuvo la siguiente expresión

$$\bar{\epsilon}_f = \begin{cases} \frac{D_1}{(1+3\eta)} + D_2 & \text{si } -\frac{1}{3} < \eta \leq 0 \\ D_3\eta^2 + D_4\eta + D_5 & \text{si } 0 \leq \eta \leq \eta_T \\ D_6 + D_7e^{-D_6\eta} & \text{si } \eta_T < \eta \end{cases} \quad \text{Ec. 33}$$

Siendo  $\eta_T$  la triaxialidad de transición.

De esta expresión se puede deducir que para valores de triaxialidad menores a -1/3 no se produce fractura. Este modelo presenta notables diferencias con el modelo JC expuesto anteriormente como se puede observar en la siguiente imagen.

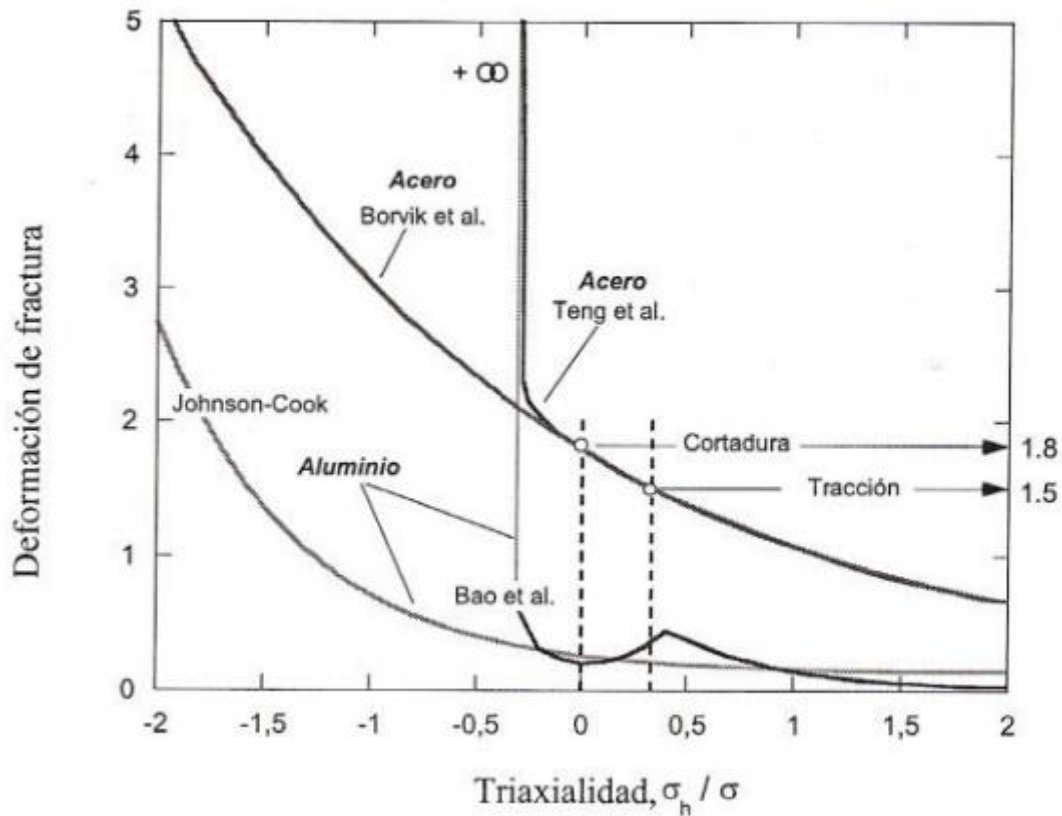


Ilustración 33 Deformación de fractura en función de la triaxialidad en los modelos JC y B-W

Estos investigadores conjuntamente con Barsoum y Faleskog en 2007 (29) demostraron que la triaxialidad era insuficiente para describir correctamente el comportamiento a fallo de materiales. Por otro lado, Xue et al. encontraron una gran dependencia del parámetro de Lode en el fallo dúctil. Desarrollaron un criterio de fallo 3D y simétrico en el espacio de la triaxialidad y del tercer invariante normalizado  $\xi$  donde se observa la dependencia de la deformación de fallo con el parámetro de Lode.

$$\bar{\epsilon}_f(\eta, \xi) = D_1 e^{-D_2 \eta} - (D_1 e^{-D_2 \eta} - D_3 e^{-D_4 \eta}) \left(1 - \xi^{\frac{1}{n}}\right) \quad \text{Ec. 34}$$

Donde  $D_1$ ,  $D_2$ ,  $D_3$  y  $D_4$  son parámetros que tienen que ser calibrados y  $n$  es el coeficiente por endurecimiento.

El postulado de considerar que existe una simetría en el espacio definido por la triaxialidad y el tercer invariante restringe demasiado las posibles soluciones, ya que es completamente teórico y no se contemplan evidencias experimentales. Posteriormente Bai (32) simplificó el criterio de Xue asumiendo que el fallo del material está representado por un criterio de fallo Mohr-Coulomb.

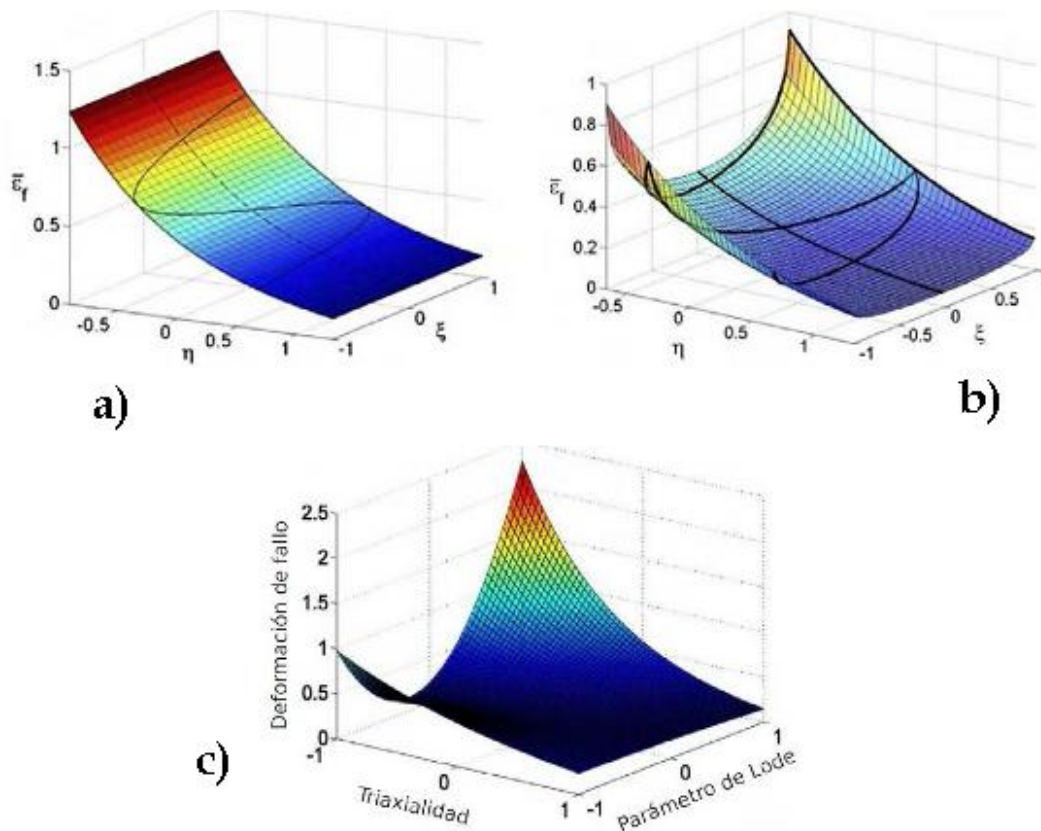


Ilustración 34 Comparación a) criterio J-C, b) criterio Xue-Wierzbicki, c) criterio Bai-Wierzbicki

## CAPÍTULO 3: ENSAYOS EXPERIMENTALES

### 3.1 PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Para ese ensayo se utilizan placas de 1 mm y 4 mm de espesor y área cuadrada de lado 130mm; de las aleaciones 6082-T6, 5754-H111 y 2024-T351 y se impactan con proyectiles de 2 geometrías diferentes: punta plana y proyectil esférico (Ilustración 35). La masa del proyectil esférico es de 1.7 gramos y la del proyectil de punta plana 1,1 gramos. Están contruidos de acero *maraging* que tiene un límite elástico  $\sigma_y \approx 2000$  MPa mayor al de las aleaciones estudiadas.

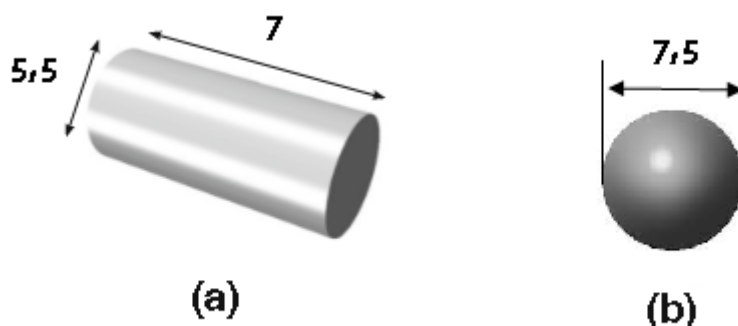


Ilustración 35 Geometría y dimensiones en mm de los proyectiles. a) Punta plana, b) Esfera

Las placas se sujetan fuertemente a un soporte para evitar deslizamientos al producirse el impacto. Esta sujeción deja un área descubierta de  $100 \times 100 \text{ mm}^2$ .

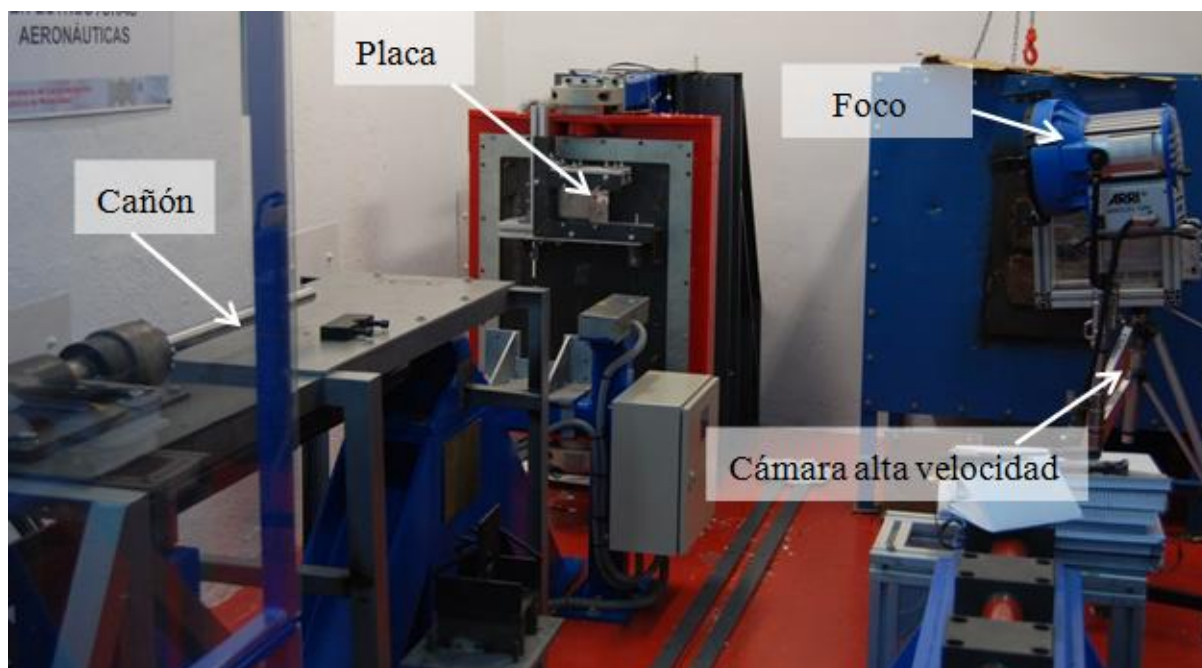
El lanzamiento de los proyectiles se realiza con una pistola neumática y estos impactan perpendicularmente a la placa. En este caso, los experimentos se realizan en velocidades de impacto comprendidas entre 50 y 200 m/s.

Un enfoque típico para el estudio de este tipo de problemas es medir la variación entre la velocidad inicial del proyectil  $V_o$  y la velocidad residual del proyectil después del impacto  $V_r$ . Un dato importante de este tipo de ensayos es el límite balístico que se define como la mínima velocidad que se necesita para perforar completamente la placa. A partir de las velocidades también se puede calcular la energía absorbida durante la deformación.

$$E_{\text{absorbida}} = E_{\text{cinética\_inicial}} - E_{\text{cinética\_final}} \quad \text{Ec. 35}$$

$$E_{\text{absorbida}} = \frac{1}{2} \text{masa\_proyectil} (V_{\text{ini}}^2 - V_{\text{fin}}^2) \quad \text{Ec. 36}$$

El uso de cámaras de alta velocidad proporciona además la deformación durante el proceso de perforación.



*Ilustración 36 Montaje del experimento*

## CAPÍTULO 4: DESCRIPCIÓN DEL MODELO DE ELEMENTOS FINITOS

---

### 4.1 DEFINICIÓN DE LA GEOMETRÍA

La definición de la geometría se realiza en el módulo “Part” de Abaqus. Esta simulación consta de dos partes, el proyectil y la placa impactada.

#### 4.1.1 Proyectil

Por simplicidad y debido al menor coste computacional (Abaqus tiene un tipo de malla especializada para este tipo de elementos) se ha optado por definir el proyectil como un sólido rígido. Esta aproximación es adecuada ya que los proyectiles están fabricados en acero “maraging” cuyas propiedades mecánicas son muy superiores a las de las aleaciones estudiadas y además en los ensayos experimentales no se han observado deformaciones importantes.

Las partes se han modelado como “Shell” y se les ha fijado un “Reference Point” (RF) al cual se vincula toda la masa del proyectil y las condiciones de contorno.

#### 4.1.2 Placa

En este caso las placas se modelan como una “part” de tipo “deformable”, “Solid” y “Extrusion”. Posteriormente se divide en “Sets” para facilitar los mallados adecuados de las diferentes zonas.

## 4.2 DEFINICIÓN DE MATERIALES

### 4.2.1 Proyectoil

Al tratarse de un cuerpo tipo “3D Discrete rigid” la única propiedad que debe introducirse en el programa es la masa total del proyectil. Se crea una “Inertia” de tipo “Point Mass/Inertia” y se asigna al “Reference Point” anteriormente creado.

Proyectoil	Masa (g)
Esférico	1,7
Punta plana	1,1

Tabla 7: Masas de los proyectiles

### 4.2.2 Placa

En el modulo “property” se especifican las propiedades de los materiales, sus leyes de endurecimiento y sus criterios de fallo.

Las propiedades necesarias para la simulación son la densidad, el módulo de Young, el coeficiente de Poisson, el calor específico a presión constante y el coeficiente de Quinney-Taylor  $\beta$ .

Material	E (GPa)	$\nu$	$\beta$	Cp (J/KgK)	$\rho$ (Kg/m <sup>3</sup> )
6082-T6	70	0.33	0.9	900	2700
5754-H111	68	0.33	0.9	900	2660
2024-T351	73	0.33	0.9	900	2770

Tabla 8 Propiedades aleaciones aluminio (14) (16) (19)

Como ley de endurecimiento se usa la de Johnson-Cook introduciendo los siguientes valores para cada aleación.

Material	A (MPa)	B (MPa)	n	C	$\dot{\epsilon}_0$ (s <sup>-1</sup> )	To(K)	Tm(K)	m
6082-T6	201.55	250.87	0.206	0.00977	0.001	293	855	1.31
5754-H111	28.13	278.67	0.183	0.00439	0.1	293	873	2.527
2024-T351	352	440	0.42	0.0083	3.33E-4	293	775	1.7

Tabla 9 Constantes modelo Johnson-Cook para las aleaciones de aluminio 6082-T6, 5754-H111 y 2024-T351 (36)

Se realizarán simulaciones usando los criterios de fallo constante, de Johnson-Cook y de Bai-Wierzbicki y posteriormente se comparan los resultados obtenidos con ellos. Estos criterios de fallo no se pueden definir directamente desde la interfaz de Abaqus sino que se deben añadir unas instrucciones a través de EDIT KEYWORDS en el apartado “Materials”

- Para el modo de fallo de **Johnson-Cook** añadir:

*\*Shear Failure, type=JOHNSON COOK, element deletion=yes*

*D1, D2, D3, D4, D5*

*donde D1, D2, D3, D4, D5 son las constantes de cada material*

- Para el modo de fallo de deformación de fallo **constante** añadir:

*\*Shear Failure, type=JOHNSON COOK, element deletion=yes*

*D1, 0, 0, 0, 0*

Se usa el criterio de Johnson-Cook pero dando cero a todas las constantes salvo a D1. De esta manera eliminamos la dependencia de la deformación de fallo de la triaxialidad, la velocidad de deformación y la temperatura (ver Ec. 32). La deformación de fallo vale siempre lo mismo sin importar los valores que tomen estas variables. El parámetro D1 debe ser nuevamente ajustado para que los valores de la simulación se parezcan a los experimentales.

- Para el modo de fallo de **Bai-Wierzbicki** añadir:

*\*DAMAGE INITIATION, CRITERION = DUCTILE, LODE DEPENDENT*

A continuación debe introducirse una tabla de valores para definir la dependencia de la deformación de fallo con la triaxialidad ( $\mu$ ) y con el parámetro del ángulo de Lode adimensional ( $\xi$ ). Los datos deben introducirse en el siguiente orden:

$\bar{\epsilon}^p \text{ fallo}, \mu, \xi$

También debe añadirse la evolución de fallo:

*\*Damage evolution, type=DISPLACEMENT*

$\delta$

Teóricamente, el desplazamiento a fallo  $\delta$  es el producto de la deformación plástica equivalente por la longitud característica del elemento (37). Sin embargo, para el correcto funcionamiento del criterio de Bai-Wierzbicki conviene modificarlo hasta obtener los mejores resultados.

A continuación se exponen todos los parámetros utilizados en los modos de fallo y el procedimiento que se ha seguido para su obtención. Primeramente se ha ajustado el modelo de la placa de espesor 1 mm e impactador tipo bola. Los parámetros anteriores se han probado en los modelos de la placa de mayor espesor; las simulaciones que daban resultados aceptables se han dejado con esos parámetros y las que daban malos resultados se han reajustado.

#### 4.2.2.1 Ensayo bola en placa de 1mm de AA2024-T351

##### 4.2.2.1.1 Criterio de Johnson-Cook

Se ha partido de las constantes de fallo encontradas en la literatura (38)

D1	D2	D3	D4	D5
0.13	0.13	-1.5	0.011	0.0

Tabla 10 Constantes AA2024-T351 propuestas por Teng et al.

Estas constantes se han modificado hasta que los valores experimentales concuerdan con los proporcionados por Abaqus. Finalmente, las constantes utilizadas son:

D1	D2	D3	D4	D5
0.10	0.10	-1.5	0.011	0.0

Tabla 11 Constantes utilizadas en el presente trabajo para ensayo bola en placa de 1mm de AA2024-T351

#### 4.2.2.1.2 Criterio constante

En este caso, debe ajustarse el parámetro D1. Éste será mayor al del caso anterior debido a que tiene que incluir el efecto de los otros parámetros que hemos eliminado.

Se ha ajustado haciendo pruebas en Abaqus con velocidad inicial 187,93 m/s y variando el parámetro D1. Después se comparan los resultados de las simulaciones con el experimental.

D1	Velocidad residual (m/s)
0,5	56,8
0,4	107,961128
0,3	129,48
<b>0,28</b>	<b>132,839417</b>
0,27	142,623886
0,25	145,908981
0,2	157,314575
0,15	169,23941

Tabla 12 Velocidades residuales para diferentes parámetros D1

Se ve que la velocidad residual obtenida con el parámetro **D1=0,28** es la más próxima a 137,06 m/s. Por ello se elige este valor.

#### 4.2.2.1.3 Criterio de Bai-Wierzbicki

Para la correcta aplicación del criterio de Bai-Wierzbicki es necesario disponer de datos experimentales. Cuantos más datos se puedan recoger, más precisas serán las predicciones. Por este motivo se ha hecho un compendio de datos de varios investigadores (39) (40) (36).

	$\mu$	$\xi$	$\bar{\epsilon}^p \text{ fallo}$
<b>Bao (2003)</b>	0,93	1	0,17
<b>Bao (2003)</b>	0,61	0,097	0,21
<b>Bao (2003)</b>	0,0124	0,055	0,21
<b>Bao (2003)</b>	0,117	0,5	0,26
<b>Bao (2003)</b>	0,63	1	0,28
<b>Bao (2003)</b>	0,343	1	0,31
<b>Bao (2003)</b>	0,356	0,984	0,33
<b>Bao (2003)</b>	-0,224	-0,8	0,341
<b>Bao (2003)</b>	-0,233	-0,82	0,356
<b>Bao (2003)</b>	0,369	1	0,36
<b>Bao (2003)</b>	-0,234	-0,81	0,38
<b>Bao (2003)</b>	-0,278	-0,91	0,45
<b>Bao (2003)</b>	0,4	1	0,46
<b>Bao (2003)</b>	0,357	0,979	0,48
<b>Bao (2003)</b>	-0,248	-0,84	0,62
<b>Seidt (2010)</b>	0,5802	-0,0383	0,1036
<b>Seidt (2010)</b>	0,0006	0,0012	0,1675

<b>Seidt (2010)</b>	0,5648	0,1474	0,1951
<b>Seidt (2010)</b>	0,6052	0,2072	0,1951
<b>Seidt (2010)</b>	0,7304	0,1085	0,2017
<b>Seidt (2010)</b>	0,8556	1	0,2022
<b>Seidt (2010)</b>	0,2663	0,9336	0,216
<b>Seidt (2010)</b>	0,4974	0,6478	0,2204
<b>Seidt (2010)</b>	0,4781	0,1896	0,2419
<b>Seidt (2010)</b>	0,4319	0,8881	0,2441
<b>Seidt (2010)</b>	0,7631	1	0,2447
<b>Seidt (2010)</b>	0,3376	0,9993	0,2562
<b>Seidt (2010)</b>	0,1585	0,6581	0,2656
<b>Seidt (2010)</b>	0,6765	1	0,2727
<b>Seidt (2010)</b>	0,5994	-0,4417	0,2832
<b>Seidt (2010)</b>	0,6072	1	0,2909
<b>Seidt (2010)</b>	0,5243	1	0,308
<b>Seidt (2010)</b>	0,5994	-0,518	0,319
<b>Seidt (2010)</b>	0,3491	1	0,3224
<b>Seidt (2010)</b>	-0,1574	-0,6538	0,5152
<b>Rodríguez (2013)</b>	0,0019508	0,99997508	0,3237
<b>Rodríguez (2013)</b>	0,1998	0,92052243	0,3218
<b>Rodríguez (2013)</b>	0,30848	0,80469101	0,3108
<b>Rodríguez (2013)</b>	0,46444	0,54136757	0,332
<b>Rodríguez (2013)</b>	0,61	0,32928473	0,302
<b>Rodríguez (2013)</b>	0,70759	0,18268385	0,375
<b>Rodríguez (2013)</b>	0,72777	0,02335471	0,385
<b>Rodríguez (2013)</b>	0,75523	0,48548997	0,411
<b>Rodríguez (2013)</b>	0,8221	0,60226435	0,37512
<b>Rodríguez (2013)</b>	0,86454	0,72606558	0,341
<b>Rodríguez (2013)</b>	0,91841	0,83457371	0,301
<b>Rodríguez (2013)</b>	1,002	0,89437342	0,1909

*Tabla 13 Valores de la deformación fallo en función de la triaxialidad y el parámetro de Lode adimensional para la AA2024-T351*

Estos datos se han representado en una superficie 3d para poder interpolarlos y expresarlos en la forma requerida por Abaqus. Abaqus necesita que los datos sean introducidos a partir de curvas con el parámetro de Lode adimensional constante.



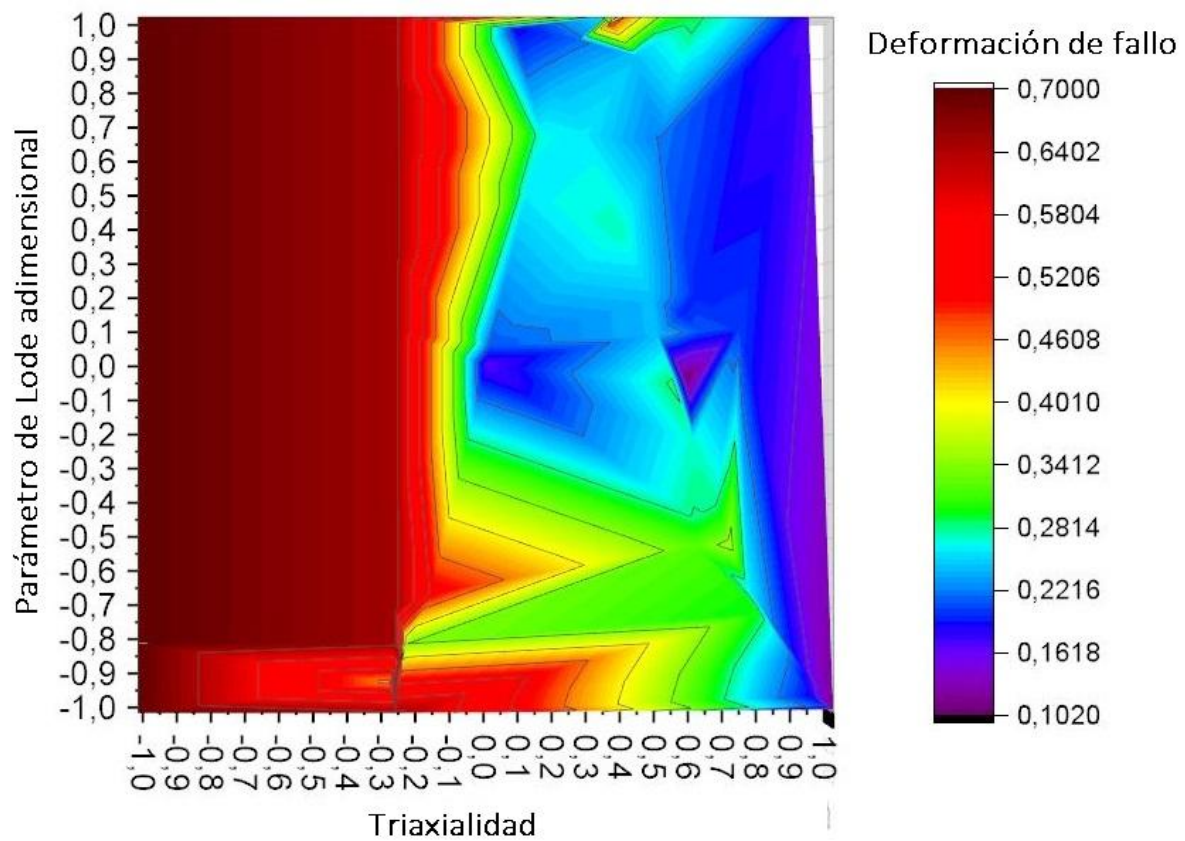


Ilustración 37 Interpolación datos experimentales AA2024-T351

Las siguientes curvas son las que posteriormente se introducen en Abaqus en forma de tabla.

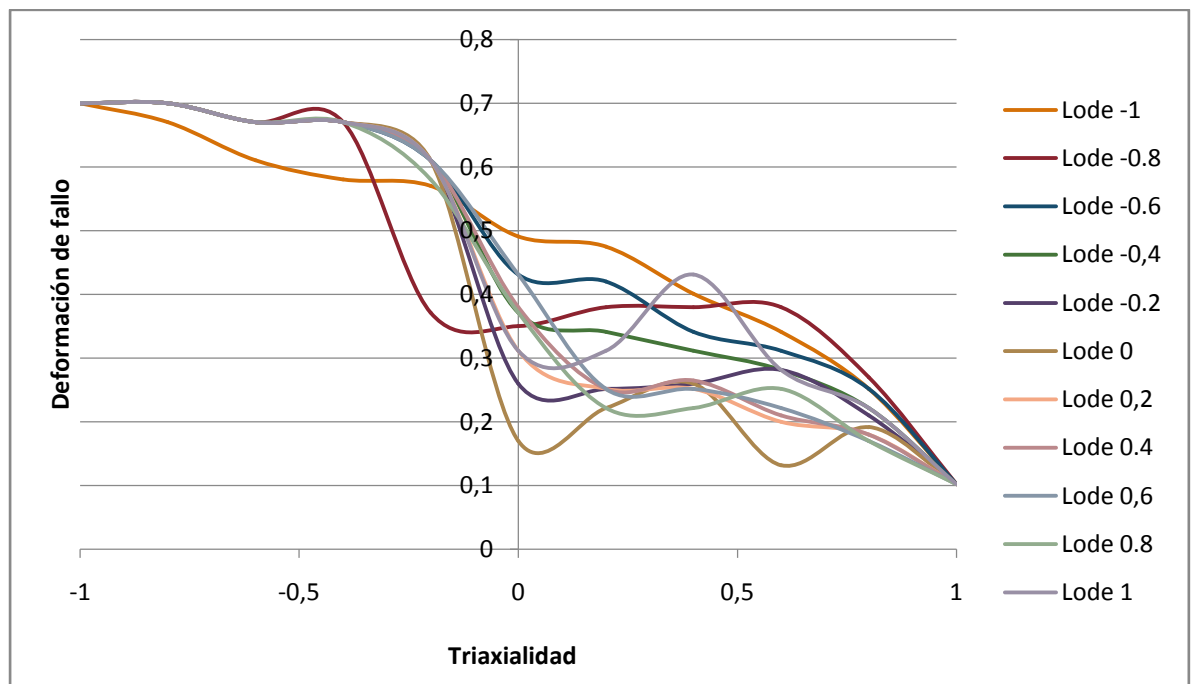


Ilustración 38 Familia de curvas con parámetro de Lode adimensional constante

Por último, el desplazamiento a fallo ajustado para este material es:

<b>Displacement at Failure</b>	0.000015
--------------------------------	----------

#### 4.2.2.2 Ensayo bola en placa de 1mm de AA6082-T6

##### 4.2.2.2.1 Criterio de Johnson-Cook

Para definir las constantes de la ley de fallo se recurre a la literatura (41) (42)

	<b>D1</b>	<b>D2</b>	<b>D3</b>	<b>D4</b>	<b>D5</b>
<b>Zhou (2013)</b>	0.0164	2.245	-2.798	0.007	3.65
<b>Chen (2017)</b>	0.26862	9.20158	-10.6552	0	0

*Tabla 14 Constantes AA6082-T6 de la literatura*

En este caso, se han utilizado las constantes propuestas por Zhou, pero recalibrándolas para este caso particular. Se ha observado que un parámetro D2 muy alto produce una deformación anómala que no se corresponde con la realidad. Por esto, se ha disminuido este parámetro hasta eliminar ese efecto, y se ha aumentado el parámetro D1 hasta obtener velocidades residuales parecidas a las de los experimentos. El resto de parámetros se han dejado como estaban; ya que se ha observado que ejercen poca influencia sobre la deformación de fallo.

<b>D1</b>	<b>D2</b>	<b>D3</b>	<b>D4</b>	<b>D5</b>
0.3	0.01	-2.5182	0.007	3.65

*Tabla 15 Constantes utilizadas en el presente trabajo para ensayo bola en placa de 1mm de AA6082-T6*

##### 4.2.2.2.2 Criterio constante

Siguiendo el procedimiento utilizado con la AA2024-T351 se obtiene un parámetro **D1=0.367**

##### 4.2.2.2.3 Criterio de Bai-Wierzbicki

Se sigue el mismo procedimiento que con la AA2024-T351:

Se representan los datos experimentales (36) formando una superficie 3d y se interpolan:

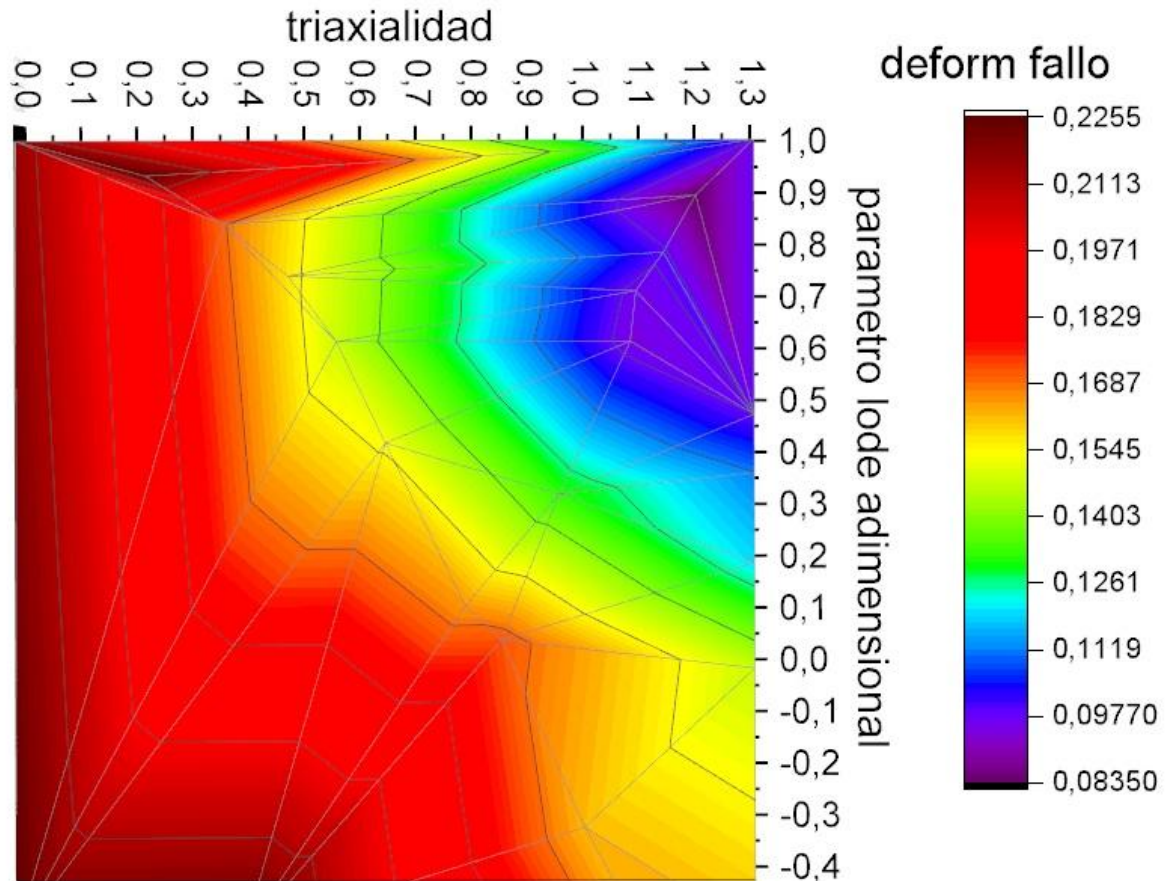


Ilustración 39 Interpolación datos experimentales AA6082-T6

El desplazamiento a fallo ajustado para este material es:

<b>Displacement at Failure</b>	0.00003
--------------------------------	---------

#### 4.2.2.3 Ensayo bola en placa de 1mm de AA5754-H111

##### 4.2.2.3.1 Criterio de Johnson-Cook

De la AA5754-H111 no se han encontrado parámetros de la ley de fallo de Johnson-Cook. Por ello, se ha tomado como punto de partida los parámetros de otra aleación de aluminio de la serie 5xxx.

En concreto se han encontrado de la aleación 5083-H116. Sus parámetros se presentan a continuación:

<b>D1</b>	<b>D2</b>	<b>D3</b>	<b>D4</b>	<b>D5</b>
-0.785	1.133	-0.229	0.0897	7.970

Tabla 16 Constantes de la AA5083-H116 propuestas por Zhou J. (43)

Se ha modificado el parámetro D1 resultando:

<b>D1</b>	<b>D2</b>	<b>D3</b>	<b>D4</b>	<b>D5</b>
-0.2	1.133	-0.229	0.0897	7.970

Tabla 17 Constantes utilizadas en el presente trabajo para ensayo bola en placa de 1mm de AA5754-H111

#### 4.2.2.3.2 Criterio constante

Siguiendo el procedimiento utilizado con la AA2024-T351 se obtiene un parámetro **D1=1**

#### 4.2.2.3.3 Criterio de Bai-Wierzbicki

Se sigue el mismo procedimiento que con la AA2024-T351:

Se representan los datos experimentales (36) formando una superficie 3d y se interpolan:

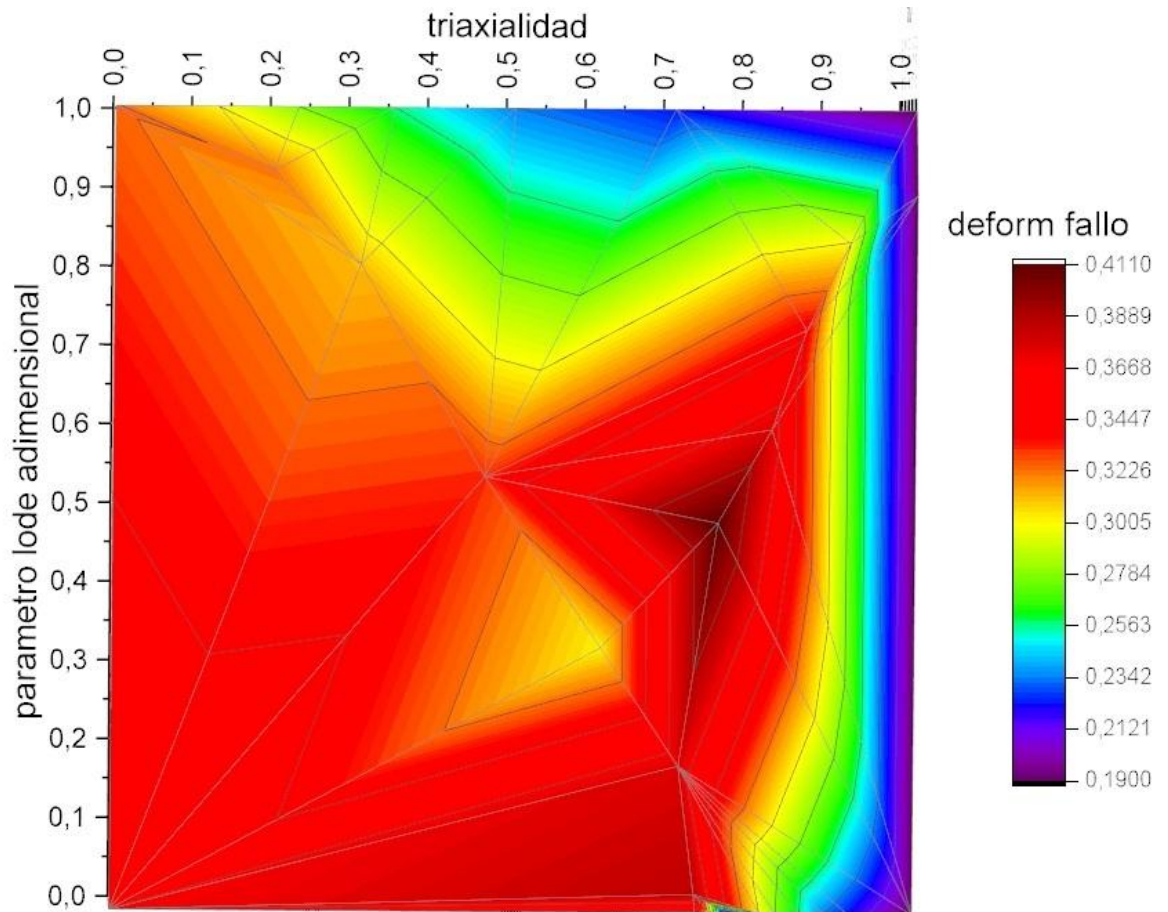


Ilustración 40 Interpolación datos experimentales AA5754-H111

El desplazamiento a fallo ajustado para este material es:

Displacement at Failure	0.0001
-------------------------	--------

#### 4.2.2.4 Ensayo blunt en placa de 4mm de AA2024-T351

##### 4.2.2.4.1 Criterio de Johnson-Cook

Se utilizan los mismos valores que en el caso del impacto de la bola contra la placa de 1 mm.

##### 4.2.2.4.2 Criterio constante

Se utilizan los mismos valores que en el caso del impacto de la bola contra la placa de 1 mm.

#### 4.2.2.4.3 Criterio de Bai-Wierzbicki

Se ajusta nuevamente el desplazamiento a fallo. Se disminuye:

<b>Displacement at Failure</b>	0.000005
--------------------------------	----------

#### 4.2.2.5 Ensayo blunt en placa de 4mm de AA6082-T6

##### 4.2.2.5.1 Criterio de Johnson-Cook

Se utilizan los mismos valores que en el caso del impacto de la bola contra la placa de 1 mm.

##### 4.2.2.5.2 Criterio constante

Se utilizan los mismos valores que en el caso del impacto de la bola contra la placa de 1 mm.

##### 4.2.2.5.3 Criterio de Bai-Wierzbicki

Se utilizan los mismos valores que en el caso del impacto de la bola contra la placa de 1 mm.

#### 4.2.2.6 Ensayo blunt en placa de 4mm de AA5754-H111

##### 4.2.2.6.1 Criterio de Johnson-Cook

Se aumenta el parámetro D1 respecto al del caso de la bola de 1 mm, el resto se dejan igual.

<b>D1</b>	<b>D2</b>	<b>D3</b>	<b>D4</b>	<b>D5</b>
-0.035	1.133	-0.229	0.0897	7.970

*Tabla 18 Constantes utilizadas en el presente trabajo para ensayo blunt en placa de 4mm de AA5754-H111*

##### 4.2.2.6.2 Criterio constante

Se ajusta nuevamente el parámetro D1. Se aumenta quedando un **D1=1.5**

##### 4.2.2.6.3 Criterio de Bai-Wierzbicki

Se utilizan los mismos valores que en el caso del impacto de la bola contra la placa de 1 mm.

#### 4.2.2.7 Ensayo bola en placa de 4mm de AA2024-T351

##### 4.2.2.7.1 Criterio de Johnson-Cook

Se aumentan los parámetros D1 y D2 respecto a la placa de 1 mm.

<b>D1</b>	<b>D2</b>	<b>D3</b>	<b>D4</b>	<b>D5</b>
0.25	0.25	-1.5	0.011	0

*Tabla 19 Constantes utilizadas en el presente trabajo para ensayo bola en placa de 4mm de AA2024-T351*

##### 4.2.2.7.2 Criterio constante

Se ajusta nuevamente el parámetro D1. **D1=0.51**

#### 4.2.2.7.3 Criterio de Bai-Wierzbicki

Se ajusta nuevamente el desplazamiento a fallo:

<b>Displacement at Failure</b>	0.0000165
--------------------------------	-----------

#### 4.2.2.8 Ensayo bola en placa de 4mm de AA6082-T6

##### 4.2.2.8.1 Criterio de Johnson-Cook

Se utilizan los mismos valores que en el caso del impacto de la bola contra la placa de 1 mm.

##### 4.2.2.8.2 Criterio constante

Se ajusta nuevamente el parámetro D1. Se aumenta quedando un **D1=0.74**

##### 4.2.2.8.3 Criterio de Bai-Wierzbicki

Se ajusta nuevamente el desplazamiento a fallo.

<b>Displacement at Failure</b>	0.000005
--------------------------------	----------

#### 4.2.2.9 Ensayo bola en placa de 4mm de AA5754-H111

##### 4.2.2.9.1 Criterio de Johnson-Cook

<b>D1</b>	<b>D2</b>	<b>D3</b>	<b>D4</b>	<b>D5</b>
0.05	1.133	-0.229	0.0897	7.97

*Tabla 20 Constantes utilizadas en el presente trabajo para ensayo bola en placa de 4mm de AA5754-H111*

##### 4.2.2.9.2 Criterio constante

Se usa el mismo D1 que en el caso de proyectil *blunt* y placa de 4mm. **D1=1.5**

##### 4.2.2.9.3 Criterio de Bai-Wierzbicki

Se ajusta nuevamente el desplazamiento a fallo.

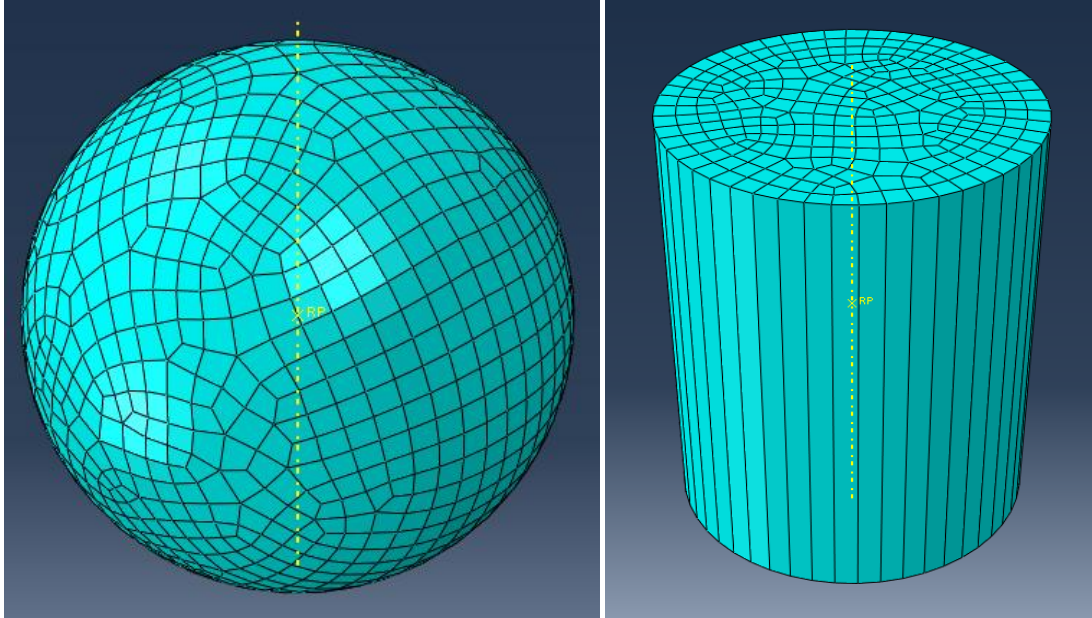
<b>Displacement at Failure</b>	0.00025
--------------------------------	---------



## 4.3 MALLADO

### 4.3.1 Proyectoil

Al tratarse de un elemento “3D Discrete rigid – Shell” los elementos utilizados para el mallado son cuadriláteros del tipo “R3D4”. En el caso de la bola la superficie se divide en 1365 elementos, y en el del cilindro en 1126.



*Ilustración 41 Mallado de los proyectiles*

### 4.3.2 Placa

Según los estudios de J.A. Rodríguez Martínez et al. (33) el mallado debe tener al menos 4 elementos a lo largo del espesor de placa para que los resultados sean verosímiles. En este mismo estudio se recomienda que la placa sea dividida en tres regiones:

- Zona I: es la zona de impacto del proyectil con la placa. Es la zona más importante es la más solicitada y la que sufre mayor deformación, por ello debe tener el mallado más fino. Se opta por un mallado desestructurado de elementos tetraédricos cuadráticos C3D4. El diámetro de esta zona es dos veces el diámetro del proyectil (44).
- Zona II: Región de transición. En ella se produce el paso del mallado fino de la zona de impacto al mallado más grueso de los bordes. Se usan elementos hexaédricos C3D8R ordenados en una simetría radial. Se usa la aproximación viscosa disponible en ABAQUS/Explicit para prevenir los modos de deformación “hourglass”; el factor de escala para todas las resistencias “hourglass” se fijó a un valor de uno. (33). El diámetro de esta zona es 3 veces el diámetro del proyectil.
- Zona III: Mallada con elementos hexaédricos C3D8R. Está suficientemente lejos de la zona de impacto, su efecto en los resultados numéricos es muy pequeño.





*Ilustración 42 Partición por zonas y mallado de la placa*

La placa de 1 mm está formada por un total de 602255 elementos de los cuales 152320 hexaédricos lineales de tipo C3D8R y 449935 son tetraédricos lineales tipo C3D4. A lo largo de su espesor cuenta con 16 elementos.

La placa de 4 mm está formada por un total de 715628 elementos de los cuales 152320 son hexaédricos lineales de tipo C3D8R y 563308 son tetraédricos lineales tipo C3D4. A lo largo de su espesor cuenta con 16 elementos.

#### 4.4 TIPO DE ANÁLISIS

Al tratarse de un problema de impacto a alta velocidad los efectos inerciales son muy importantes, se elige un “Step” que realice un análisis “Dynamic/Explicit”. Las deformaciones plásticas durante estos procesos dan lugar a grandes aumentos de temperatura y como estos procesos son muy rápidos se suele aplicar la hipótesis de adiabaticidad. Para que Abaqus tenga en cuenta el calor generado durante el proceso se debe activar la opción “Include adiabatic heating effects”. Además,

al tratarse de un proceso con grandes deformaciones, la opción de no linealidades geométricas “*nlgeom*” debe estar activada.

También hay que comentar otro parámetro necesario para este tipo de simulaciones. Es el caso de la variable “*STATUS*” que deberá marcarse en las opciones de “*field output*”. Esta variable controla la eliminación de elementos. La variable *STATUS* vale 1.0 si el elemento está activo y 0.0 si el elemento está inactivo. En Abaqus los elementos que alcanzaron la falla completa ( $\sigma = 0$ ) son denominados inactivos. Este parámetro ayuda a visualizar la simulación, ya que hace desaparecer los elementos no activos que están muy distorsionados y como consecuencia tapan los resultados.

Además para el “*field output*” y el “*history output*” se utiliza una *Frecuency* de tipo “*Evenly spaced time intervals*”, de manera que el número que se establezca representa la cantidad de intervalos en los que se calcula la solución.

#### 4.5 CONTACTO PROYECTIL-PLACA

En esta simulación se conocen las superficies que van a entrar en contacto por ello lo más adecuado es implementar una interacción de contacto entre las dos superficies. Se crea una propiedad de contacto (“*Contact interaction property*”), con componente tangencial isótropo “*Penalty*” de coeficiente de rozamiento 0.1 (33); y un comportamiento en dirección normal de tipo “*Hard Contact*”.

Se define una interacción “*Surface-to-surface contact (Explicit)*”, y se elige como “*First surface*” el proyectil y como “*Second surface*” la placa. En “*mechanical constraint formulation*” se marca “*Kinematic contact method*”.

#### 4.6 CONDICIONES DE CONTORNO Y CARGAS

La placa se encuentra fuertemente amarrada al útil de sujeción. Para modelar esta situación se aplica una “*Boundary condition*” de tipo “*Encastre*” en todas las caras laterales de la placa. De este modo todos los grados de libertad están restringidos.

En el caso del impactador también se restringen todos los grados de libertad excepto el de translación en el eje perpendicular a la placa; esto se hace aplicando una “*Boundary condition*” de tipo “*Displacement/Rotation*” y dejando libre solo la casilla de la dirección del impacto. También, para que el proyectil tenga una velocidad inicial dada se crea un campo de velocidades (“*Predefined field*” de tipo “*Velocity*”). Esta velocidad se irá variando en las diferentes simulaciones para obtener el límite balístico y las energías absorbidas por la placa durante el impacto.

Por último, como el criterio de Johnson-Cook tiene en cuenta el efecto de la temperatura, se debe definir un “*Predefined Field*” de tipo “*Temperature*” en el que se refleja la temperatura inicial a la que se hace el experimento. Se establece en 293 K.

## CAPÍTULO 5: ANÁLISIS DE RESULTADOS Y VALIDACIÓN DEL MODELO

---

Este capítulo trata principalmente de comparar todos los resultados que se han extraído de la simulación numérica de Abaqus con los datos obtenidos en laboratorio. Con esta comparación se comprueba si el modelo numérico es útil para hacer futuras estimaciones, o si por el contrario no da buen resultado.

Consta de 3 subapartados en los que se validarán aspectos diferentes:

- Las velocidades residuales del proyectil después del impacto.
- El modo de fallo de la placa observando la superficie de rotura.
- La deflexión de la placa, muy relacionada con la forma en la que la placa absorbe la energía cinética.

### 5.1 VELOCIDADES RESIDUALES

En este apartado se comparan las velocidades residuales obtenidas en los experimentos con las de las simulaciones. En los gráficos se ha añadido un margen de error en ambos ejes de un 10% por la incertidumbre de los ensayos experimentales. Primeramente se presentan los resultados de las simulaciones en la placa de 1mm utilizando proyectil tipo bola; después los de la placa de 4 mm con proyectil tipo bola; y finalmente, los de la placa de 4 mm con proyectil tipo *blunt*.

En las simulaciones se han empleado tres criterios de fallo diferentes (constante, Johnson-Cook y Bai-Wierzbicki). Se ha observado que el empleo de un criterio u otro no tiene mucha influencia en los resultados, en los 3 se han obtenido buenos resultados y, en general, muy similares entre sí.

Las primeras simulaciones se hicieron para la placa de 1 mm ajustando todos los parámetros pertinentes. Después se intentó realizar el resto de simulaciones con los parámetros originales pero no dieron buenos resultados. En el caso del proyectil *blunt* se han reutilizado muchos de estos parámetros y los resultados han sido aceptables pero no muy finos. En el caso de la bola en placa 4 mm los parámetros se han recalculado casi completamente y los resultados son bastante mejores.

### 5.1.1 Ensayo placa 1 mm con proyectil esférico

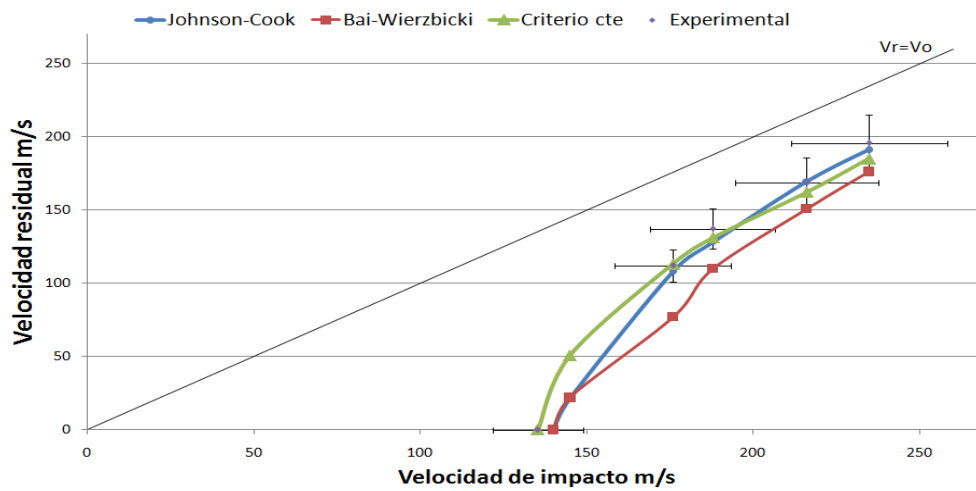


Ilustración 43 Simulación AA2024-T351

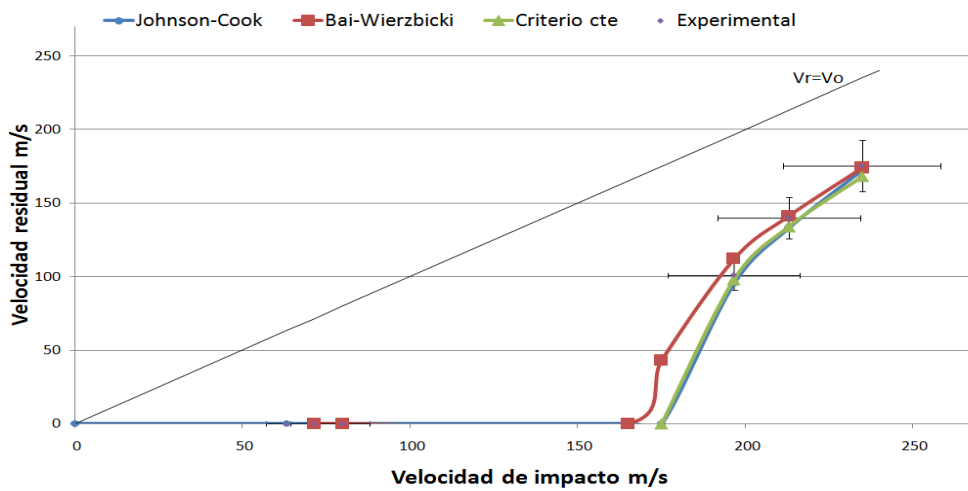


Ilustración 44 Simulación AA5754-H111

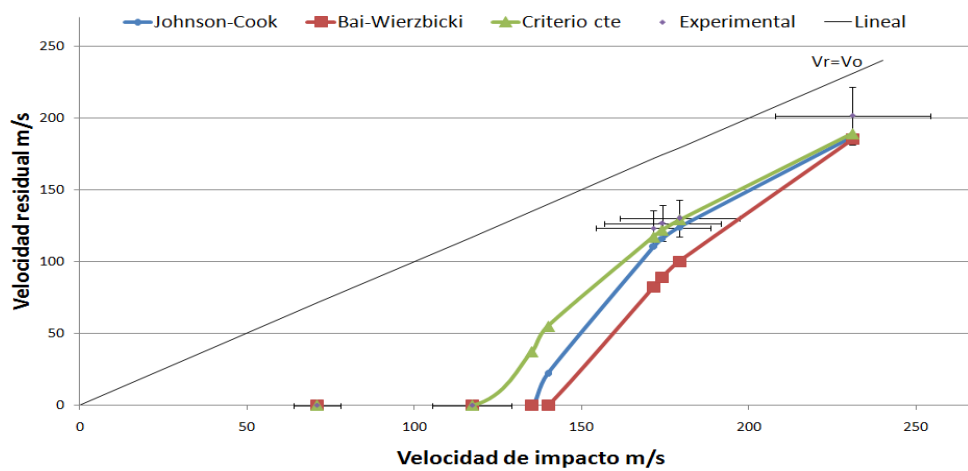


Ilustración 45 Simulación AA6082-T6

### 5.1.2 Ensayo placa 4 mm con proyectil esférico

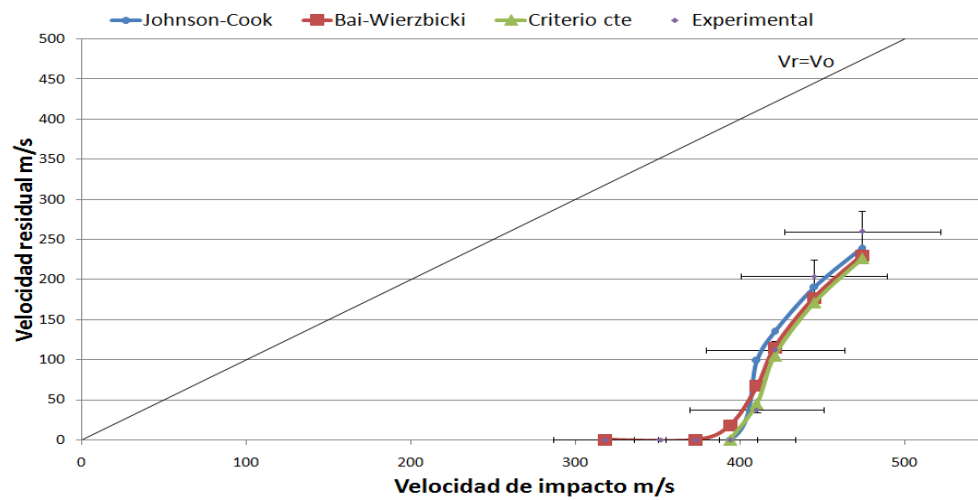


Ilustración 46 Simulación AA2024-T351

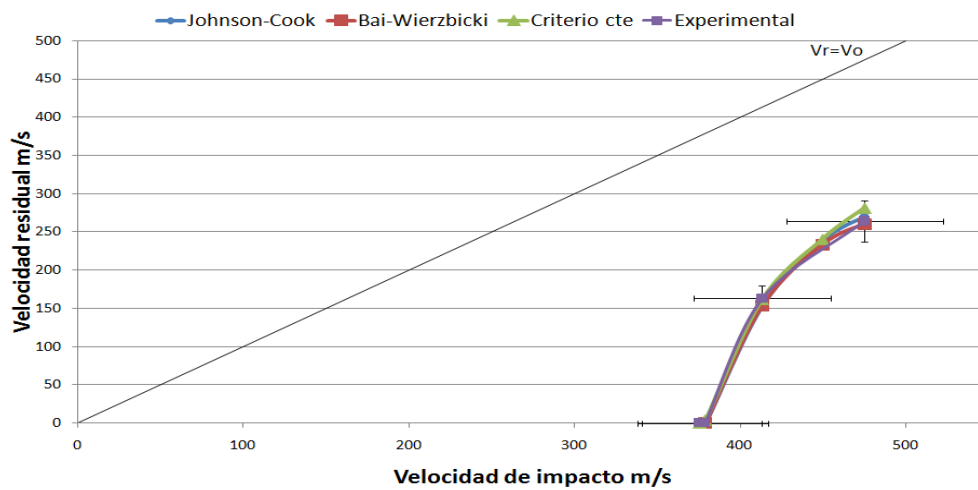


Ilustración 47 Simulación AA5754-H111

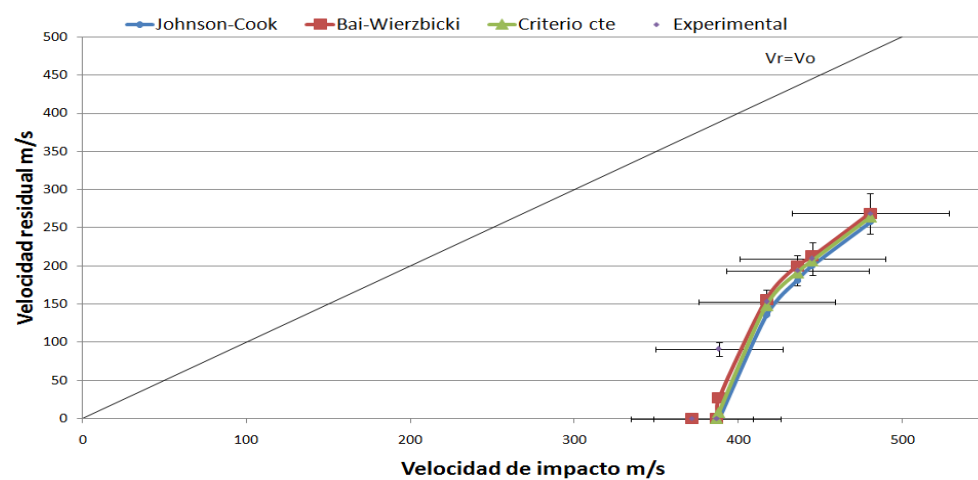


Ilustración 48 Simulación AA6082-T6

### 5.1.3 Ensayo placa 4 mm con proyectil blunt

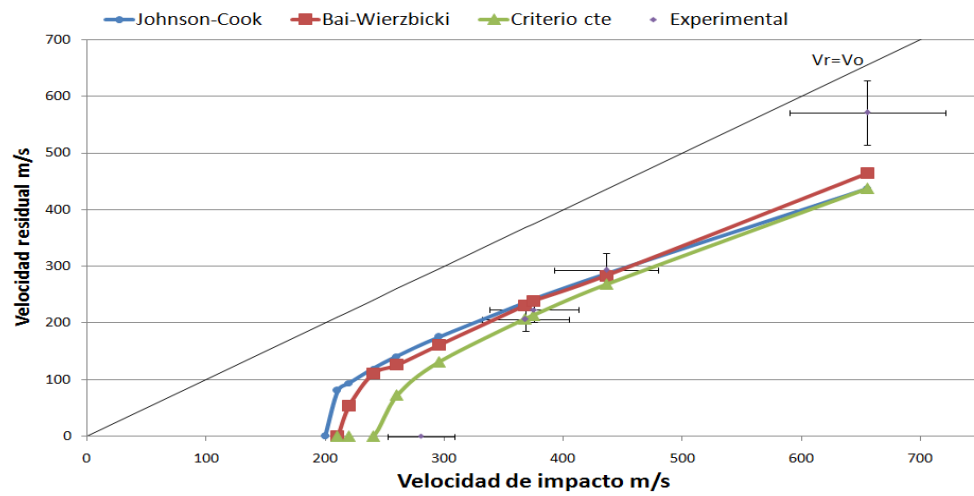


Ilustración 49 Simulación AA2024-T351

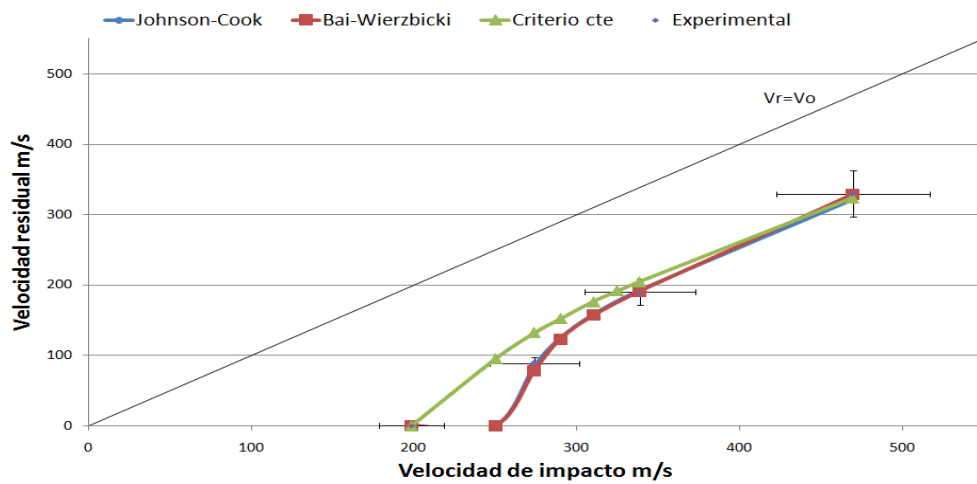


Ilustración 50 Simulación AA5754-H111

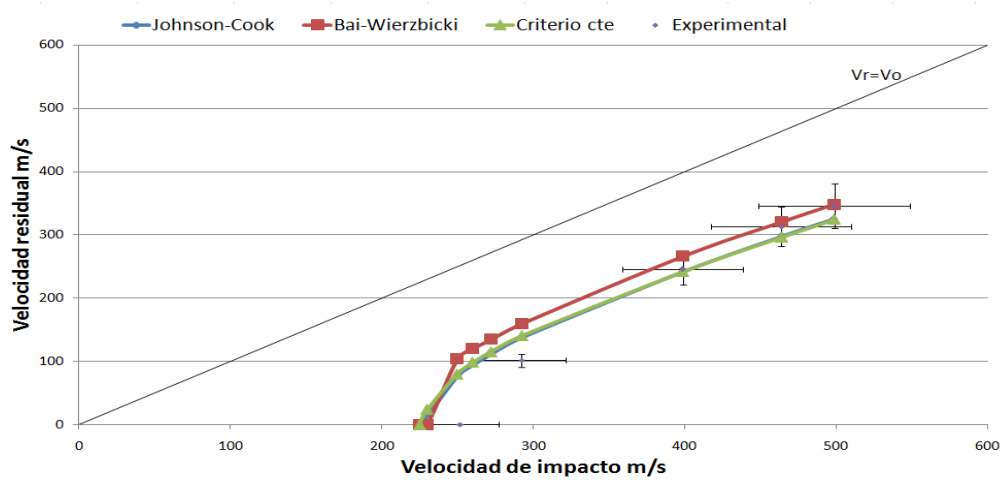
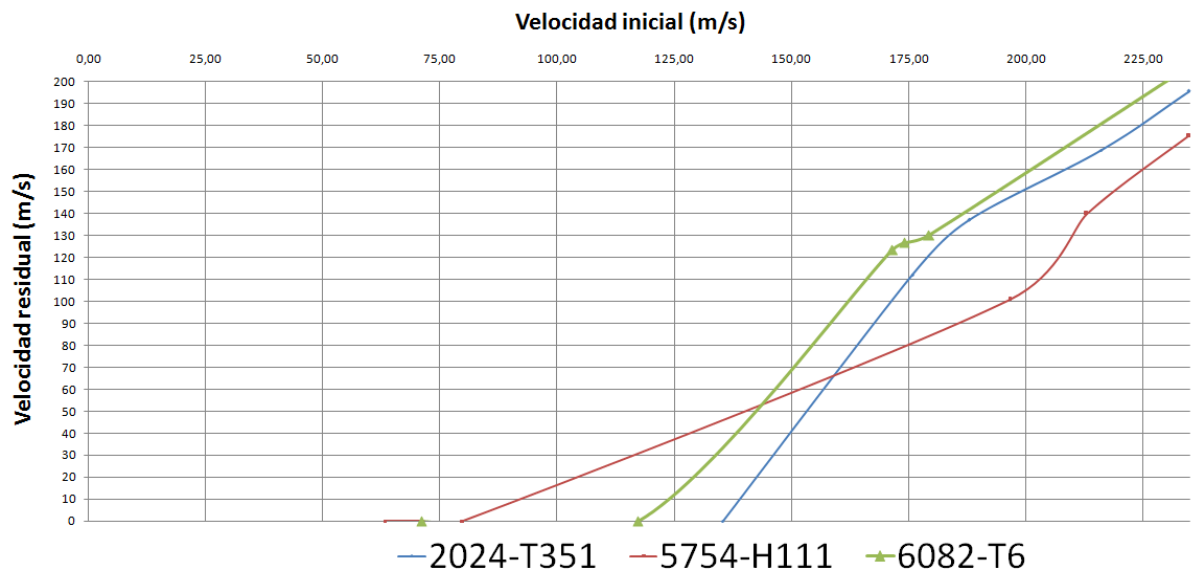


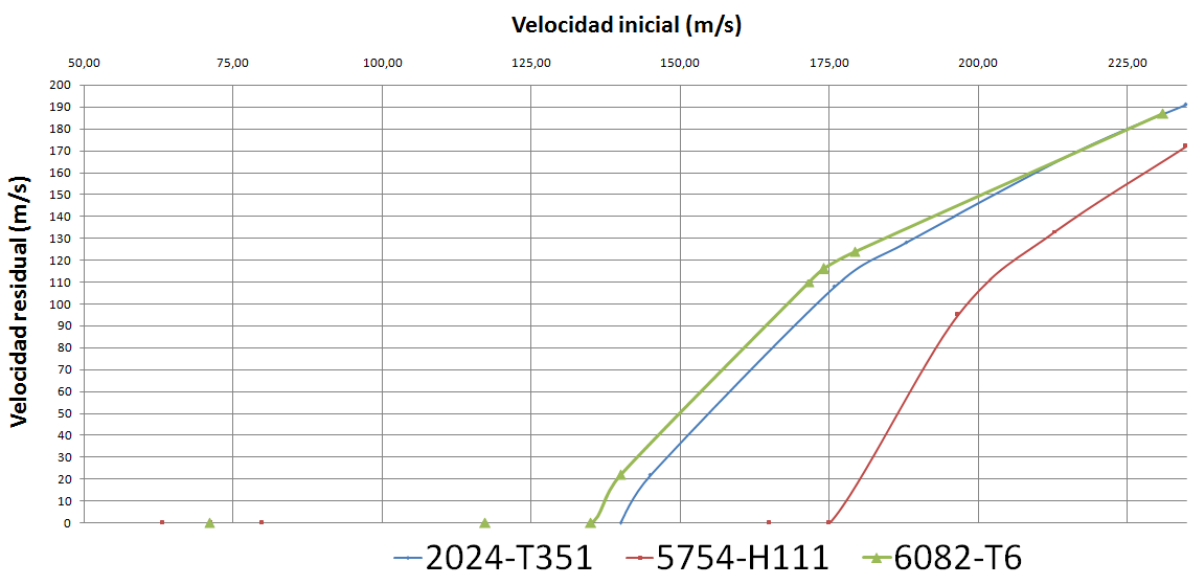
Ilustración 51 Simulación AA6082-T6

Seguidamente se grafican conjuntamente las velocidades obtenidas con los 3 materiales. Se comparan también los resultados experimentales y los de las simulaciones. En las representaciones de las simulaciones se ha utilizado el criterio de Johnson-Cook. Como los distintos criterios generan curvas muy parecidas, las conclusiones que se saquen de este apartado también valen para los otros criterios.

Las [ilustraciones 52 y 53](#) respresentan el ensayo de bola en placa de 1mm. La aleación 6082-T6 es la que absorbe más energía en los experimentos, seguida por la 2024-T351 y la 5754-H111. El criterio JC también recoge este orden.



*Ilustración 52 Velocidades iniciales y residuales de ensayo bola en placa 1mm (resultados experimentales)*

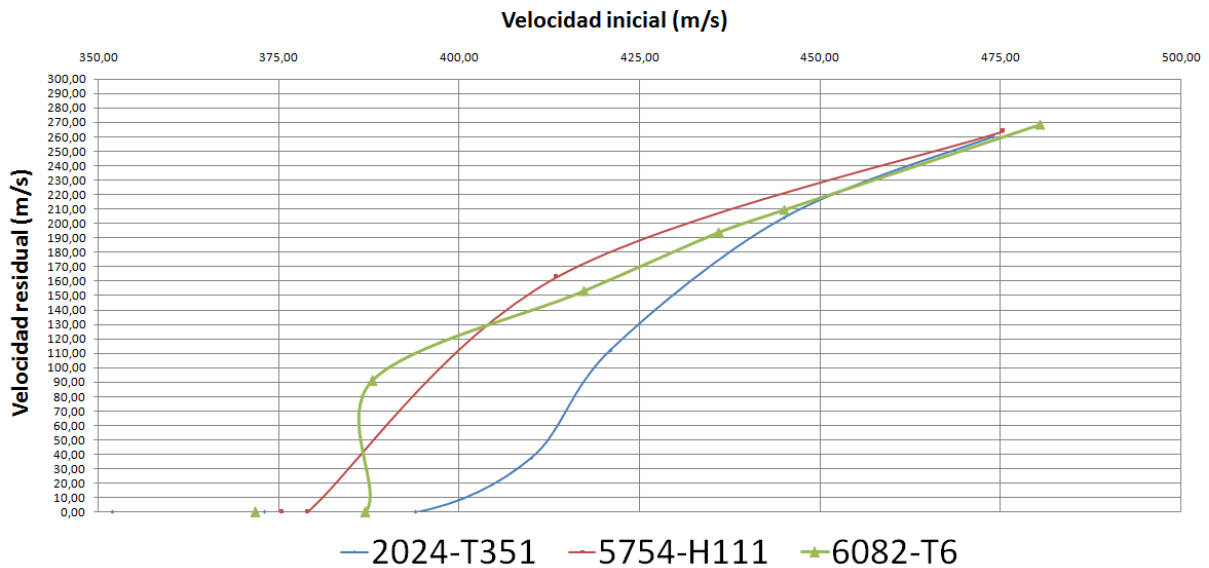


*Ilustración 53 Velocidades iniciales y residuales de ensayo bola en placa 1mm (Criterio JC)*

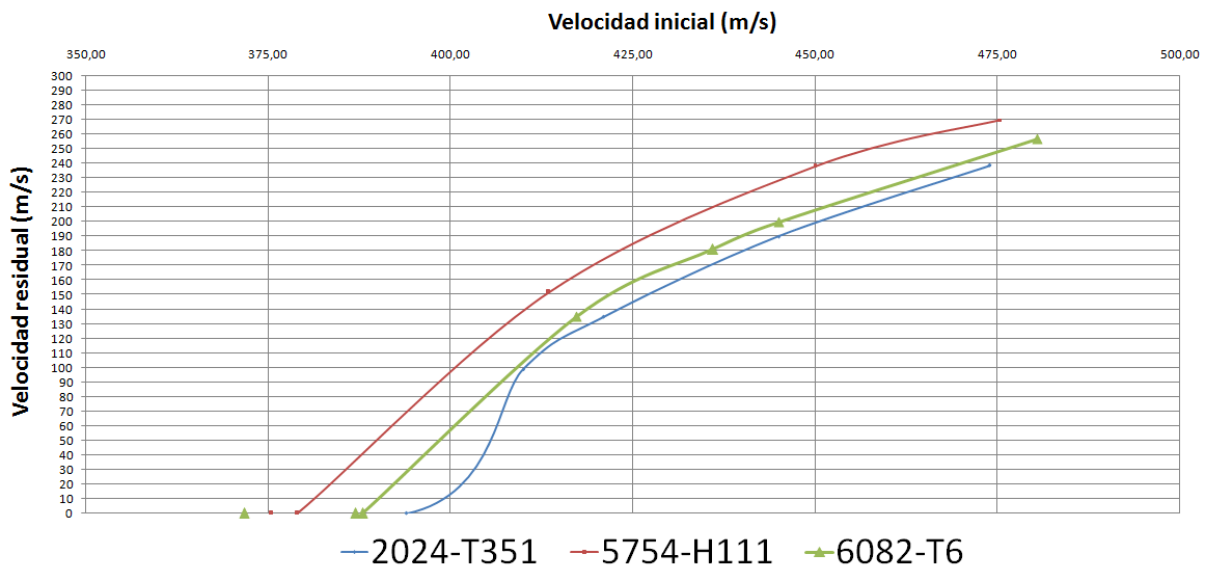
En las [ilustraciones 54 y 55](#) se respresenta el ensayo de bola en placa de 4mm. La aleación 5754-H111 es la que absorbe más energía, seguida por la 6082-T6 y la 2024-T351. El criterio JC también recoge este orden. La parte que más difiere es la cercana a una velocidad inicial de 400 m/s pero



esto se debe a que no se han hecho simulaciones en este tramo. Se aprecia que el orden de las aleaciones cambia completamente respecto al caso anterior. Utilizando el mismo proyectil y únicamente cambiando el espesor de placa la aleación 5754-H111 pasa del último puesto al primero en absorción de energía.

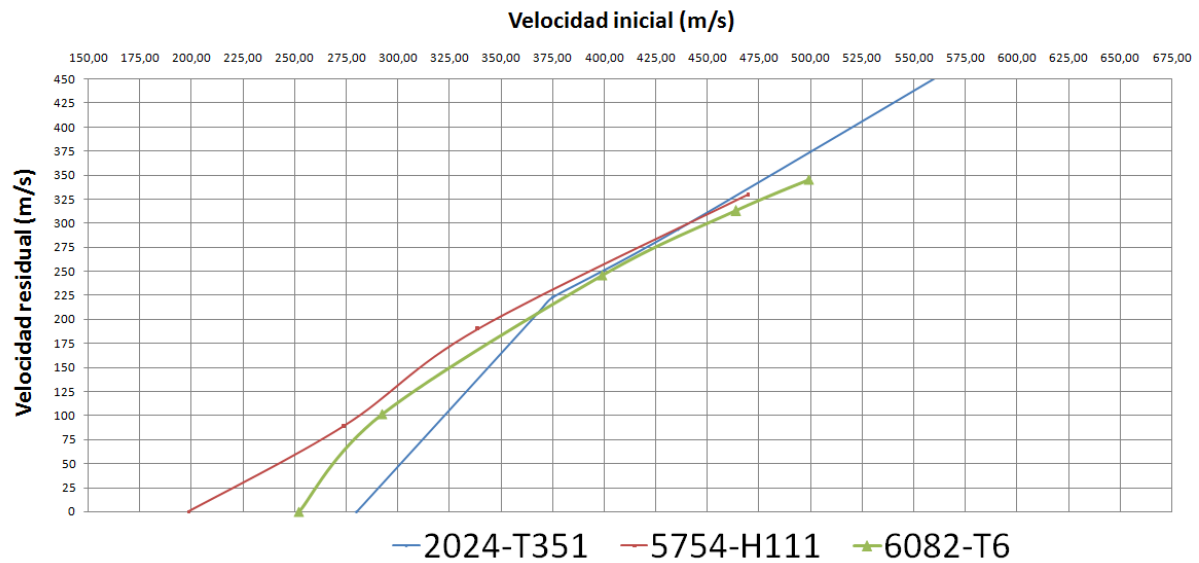


*Ilustración 54 Velocidades iniciales y residuales de ensayo bola en placa 4mm (resultados experimentales)*

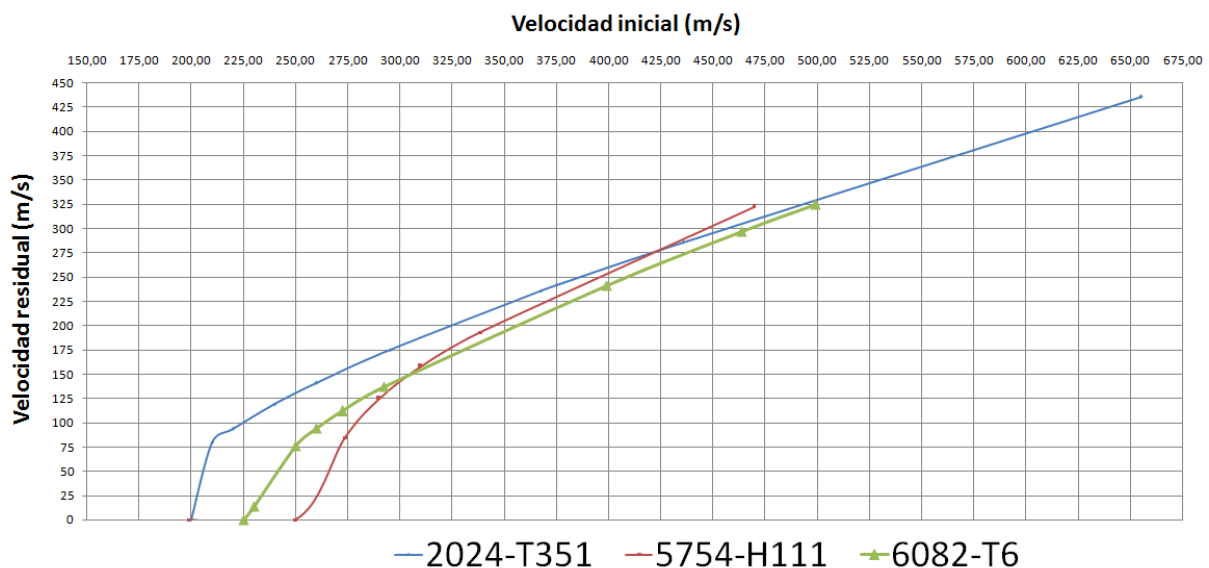


*Ilustración 55 Velocidades iniciales y residuales de ensayo bola en placa 4mm (Criterio JC)*

Las ilustraciones 56 y 57 representan el ensayo de *blunt* en placa de 4mm. En este caso el criterio JC no representa bien la mayor o menor capacidad para absorber energía de los materiales. Hay que tener en cuenta que para el ensayo con blunt se han mantenido lo máximo posible los parámetros de las leyes de fallo usados con la placa de 1mm. Esto produce un ajuste inadecuado de las curvas.



*Ilustración 56 Velocidades iniciales y residuales de ensayo blunt en placa 4mm (resultados experimentales)*



*Ilustración 57 Velocidades iniciales y residuales de ensayo blunt en placa 4mm (Criterio JC)*

Comparando los dos ensayos con placas de 4mm se ve que el proyectil *blunt* atraviesa la placa más fácilmente que el tipo bola. Los límites balísticos obtenidos con el *blunt* son bastante menores, próximos a 225 m/s frente a próximos 380 m/s.

El modelo ha funcionado bien en la predicción de las velocidades finales y consecuentemente las energías absorbidas. Para un buen funcionamiento es muy importante el ajuste adecuado de los parámetros de los criterios de fallo.

## 5.2 ANÁLISIS MODO DE FALLO

A continuación se muestran imágenes de la zona donde se produce el fallo del material, tanto experimentales como de las simulaciones. Las imágenes pertenecen a los ensayos de placa de 1 mm con proyectil esférico y de placa de 4 mm con proyectil tipo *blunt*.

Si el fallo en la simulación y en la realidad tienen una geometría similar, el modelo servirá para predecir el modo de fallo (fractura frágil, *petalling*, *plugging*...); y sabiendo el modo de fallo se podrán deducir las cargas que han causado el fallo.

En general, los resultados obtenidos son bastante malos. Como se puede ver en las imágenes siguientes, el modelo no predice correctamente la geometría de la zona de fallo.

Se ha obtenido una buena similitud en el ensayo con AA5754-H111, velocidad inicial 212.93 m/s y espesor de placa 1 mm (véase [Ilustración 68 y 69](#)). Para este caso particular funcionan bien los criterios constante y de Bai-Wierzbicki. El de Johnson-Cook produce una deformación que en la realidad sería imposible que se diera. El resto de fotografías con la placa de 1 mm no se parecen. En los casos en los que se aprecia *petalling* la semejanza ha sido muy deficiente.

En todas las simulaciones con el proyectil tipo *blunt* se intuye un fallo por cortadura, esto es correcto y concuerda con los experimentos. Sin embargo, en éstos se originan unas rebabas que en muchas de las simulaciones no quedan reflejadas, o si quedan reflejadas, son más pequeñas que las reales.

Nuevamente, los mejores resultados se obtienen para el material AA5754-H111. Destacan especialmente por su parecido las simulaciones usando el criterio de Bai-Wierzbicki ([Ilustración 72 y 75](#)). Johnson-Cook y el criterio constante también dan un resultado aceptable en este caso.

Con los materiales AA6082-T6 y AA2024-T351, Johnson-Cook y el criterio constante producen una deformación prácticamente nula en la cara posterior de la placa ([Ilustración 76 y siguientes](#)). Bai-Wierzbicki sí produce rebaba pero de una magnitud inferior a la real.

De manera general, en vista de la información sacada de las fotografías el criterio de fallo que funciona mejor para pronosticar el modo de fallo es el de Bai-Wierzbicki.

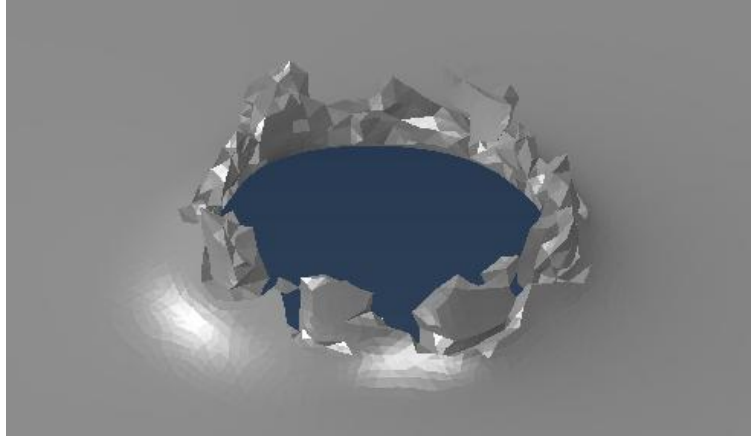
El modelo de elementos finitos de este trabajo podría utilizarse para prever el modo de fallo de la aleación 5754-H111 pero no para las otras dos aleaciones. De todos modos, es recomendable en vista de lo observado en casos con *petalling*, comprobar más exhaustivamente la validez del modelo para predecir este el fallo de la AA5754-H111.

### 5.2.1 Ensayo placa 1 mm con proyectil esférico

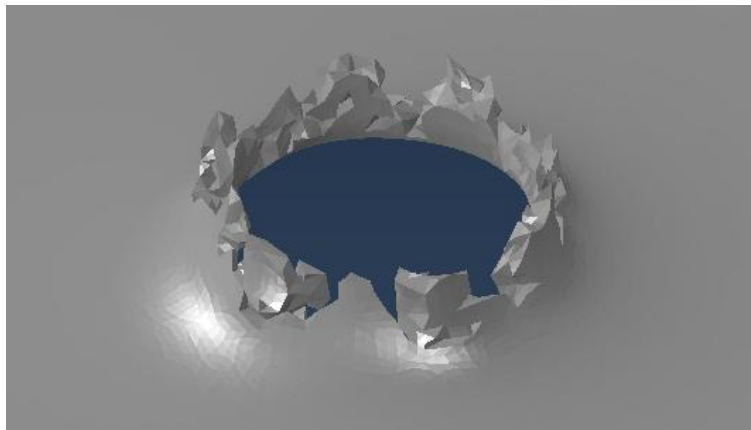


6082-T6

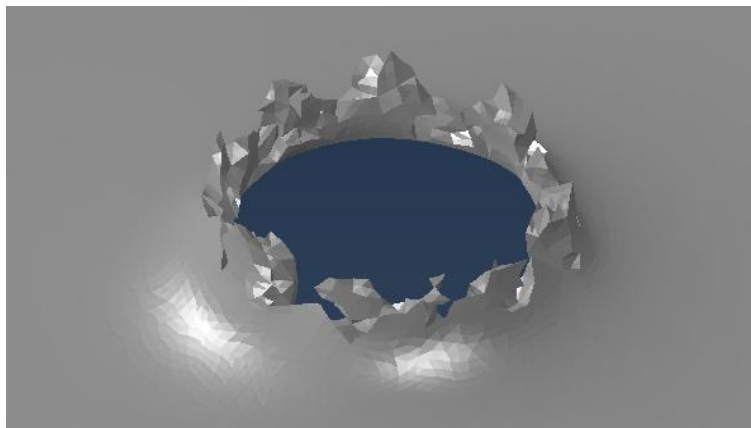
$V_0=174.14$  m/s  $V_r=126.72$  m/s



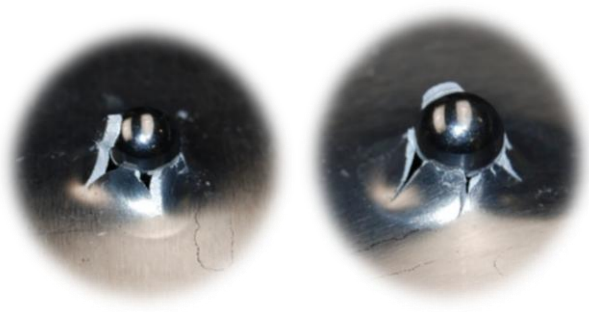
*Ilustración 58 Simulación AA6082-T6 con velocidad inicial 174.14 m/s y criterio de fallo Johnson-Cook*



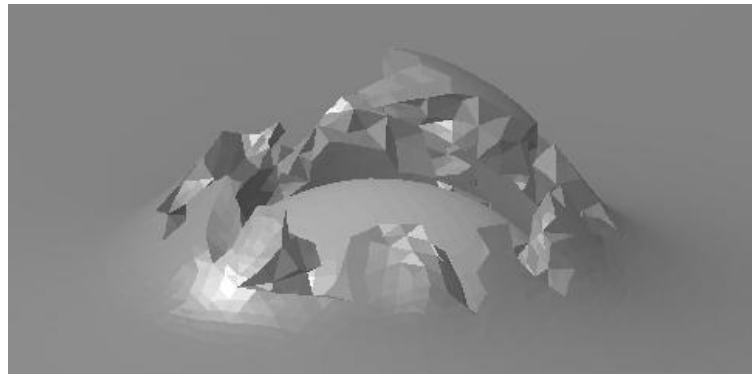
*Ilustración 59 Simulación AA6082-T6 con velocidad inicial 174.14 m/s y criterio de fallo constante*



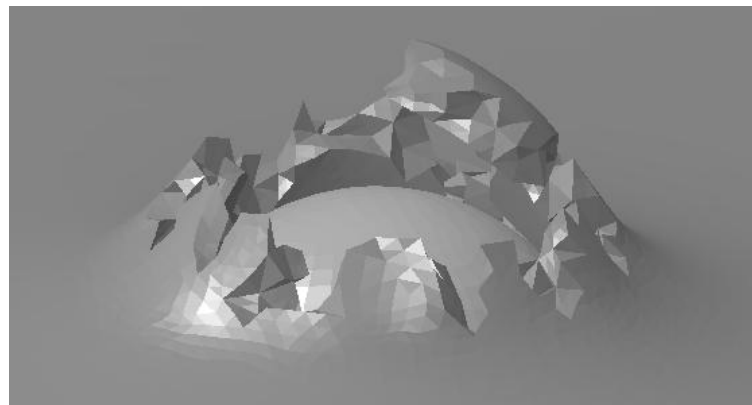
*Ilustración 60 Simulación AA6082-T6 con velocidad inicial 174.14 m/s y criterio de fallo Bai-Wierzbicki*



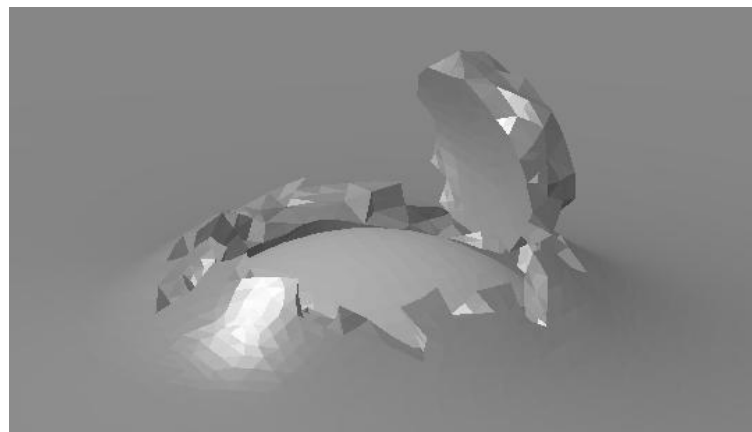
**6082-T6**  
 $V_0=117.24 \text{ m/s}$      $V_f=0 \text{ m/s}$



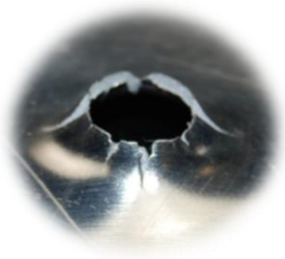
*Ilustración 61 Simulación AA6082-T6 con velocidad inicial 117.24 m/s y criterio de fallo Johnson-Cook*



*Ilustración 62 Simulación AA6082-T6 con velocidad inicial 117.24 m/s y criterio de fallo constante*

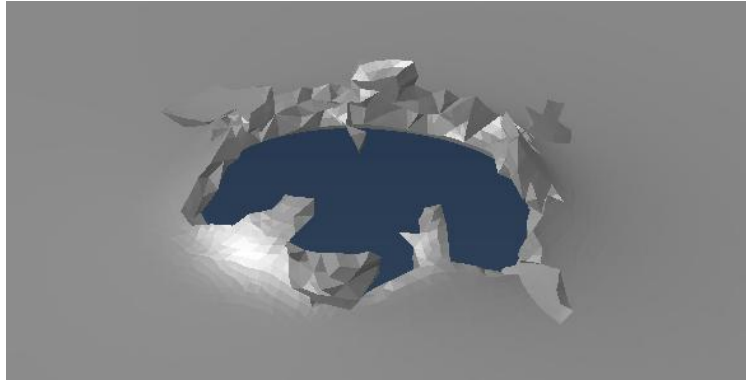


*Ilustración 63 Simulación AA6082-T6 con velocidad inicial 117.24 m/s y criterio de fallo Bai-Wierzbicki*

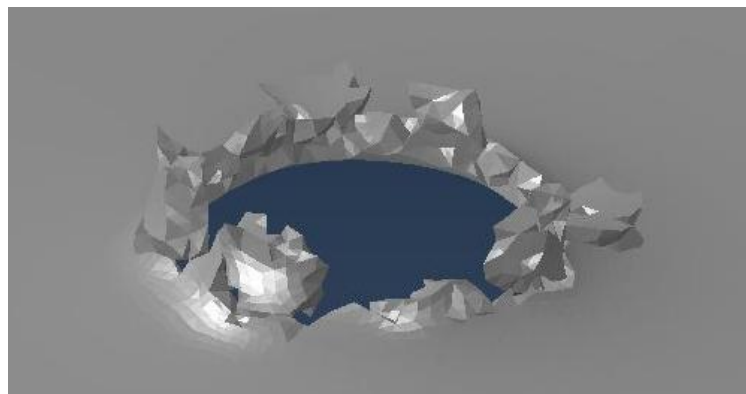


**2024-T351**

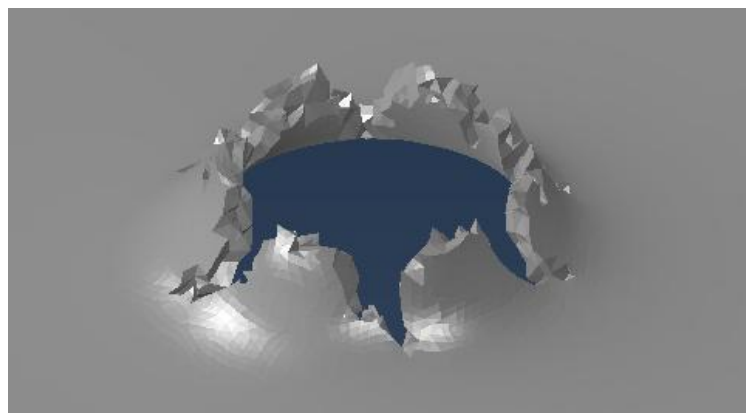
$V_0=187.93 \text{ m/s}$      $V_r=137.06 \text{ m/s}$



*Ilustración 64 Simulación AA2024-T351 con velocidad inicial 187.93 m/s y criterio de fallo Johnson-Cook*



*Ilustración 65 Simulación AA2024-T351 con velocidad inicial 187.93 m/s y criterio de fallo constante.*



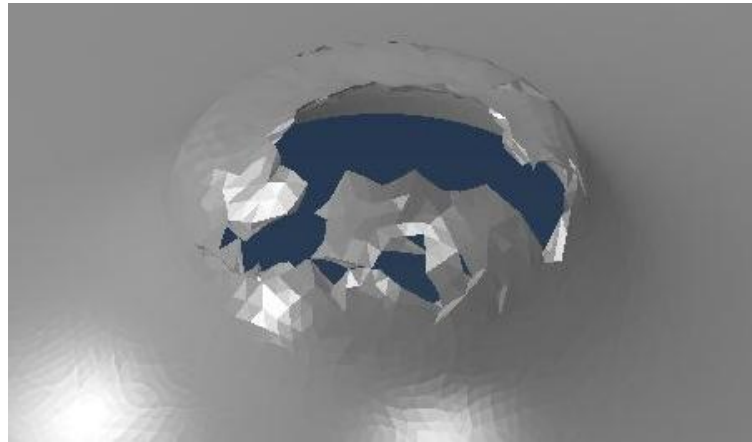
*Ilustración 66 Simulación AA2024-T351 con velocidad inicial 187.93 m/s y criterio de fallo Bai-Wierzbicki*



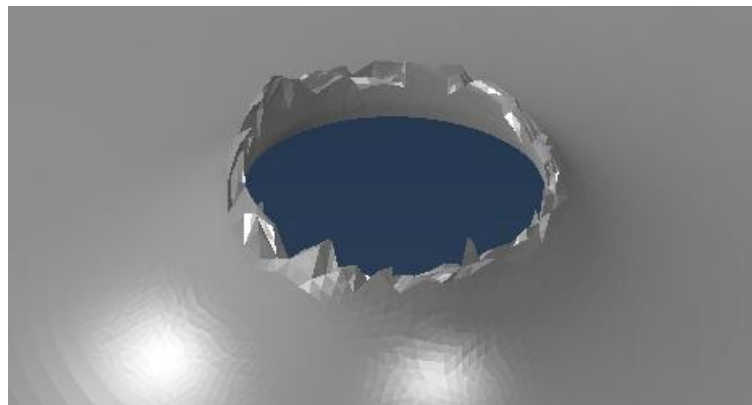
5754-H111

$V_0=212.93$  m/s

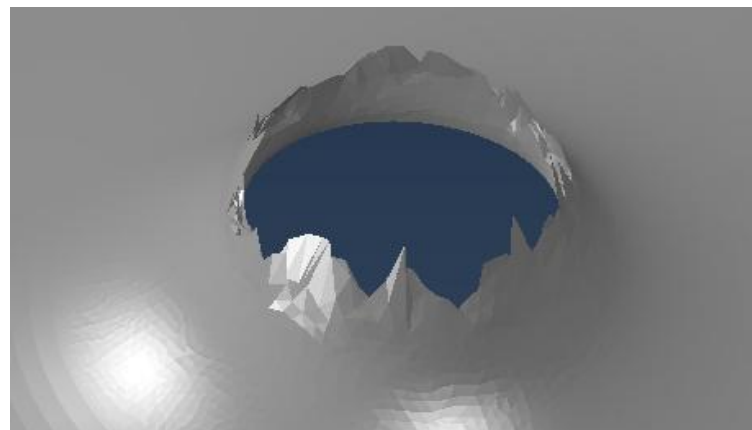
$V_r=139.85$  m/s



*Ilustración 67 Simulación AA5754-H111 con velocidad inicial 212.93 m/s y criterio de fallo Johnson-Cook*



*Ilustración 68 Simulación AA5754-H111 con velocidad inicial 212.93 m/s y criterio de fallo constante*



*Ilustración 69 Simulación AA5754-H111 con velocidad inicial 212.93 m/s y criterio de fallo Bai-Wierzbicki*

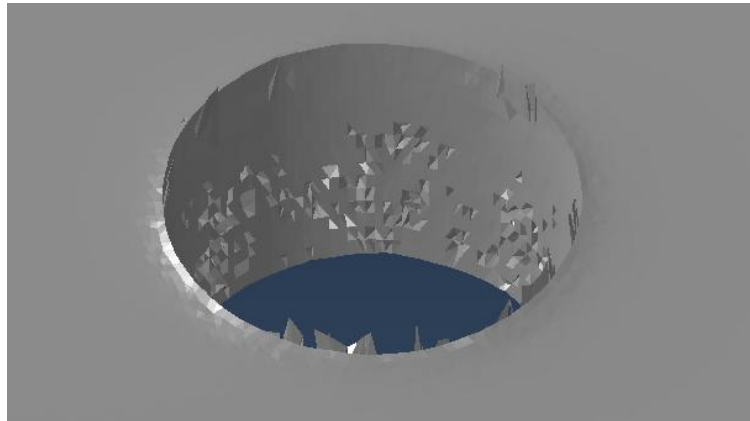


### 5.2.2 Ensayo placa 4 mm con proyectil tipo blunt

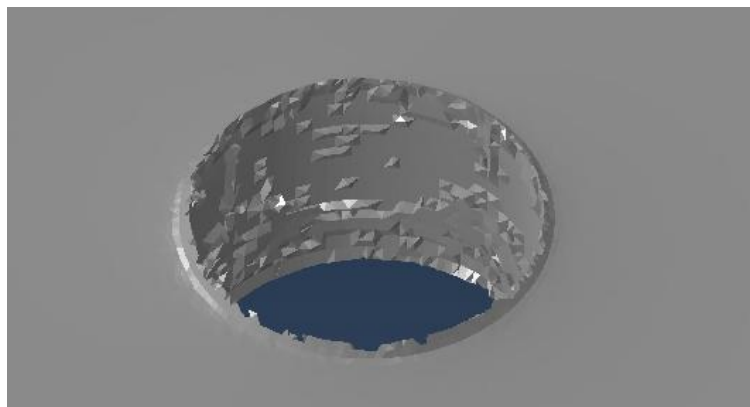


5754-H111

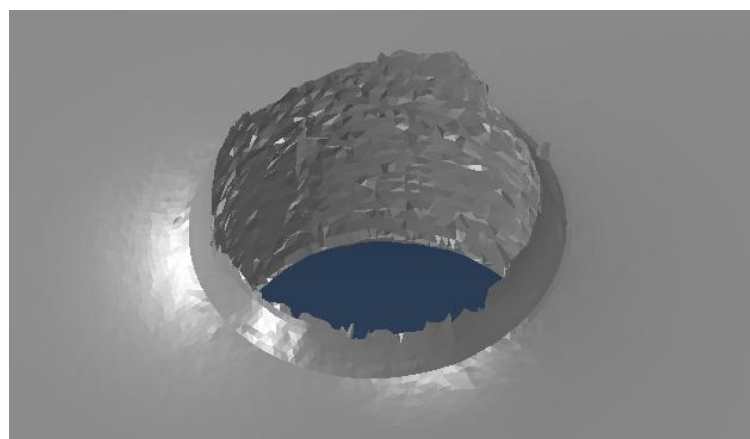
$V_0=273.91$  m/s     $V_r=88.56$  m/s



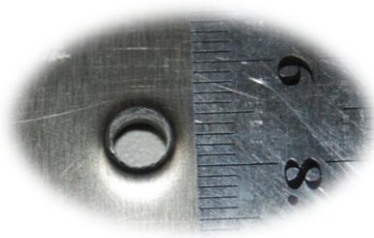
*Ilustración 70 Simulación AA5754-H111 con velocidad inicial 273.91 m/s y criterio de fallo Johnson-Cook*



*Ilustración 71 Simulación AA5754-H111 con velocidad inicial 273.91 m/s y criterio de fallo constante*

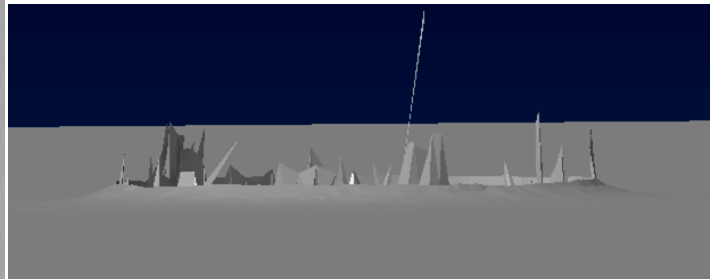
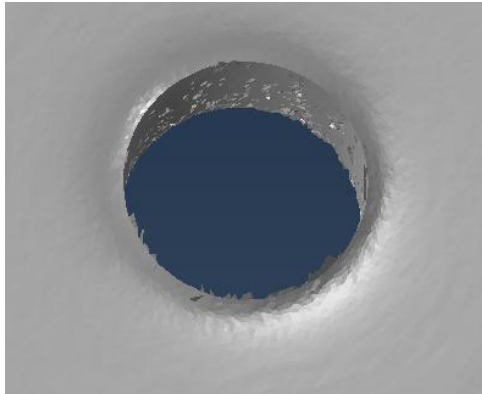


*Ilustración 72 Simulación AA5754-H111 con velocidad inicial 273.91 m/s y criterio de fallo Bai-Wierzbicki*

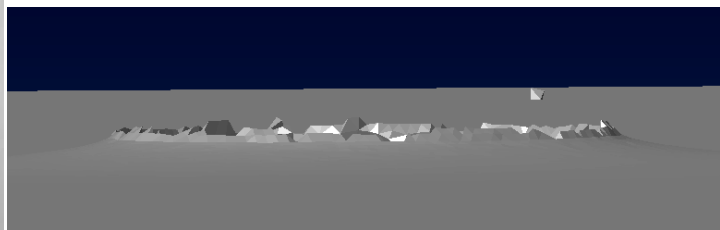
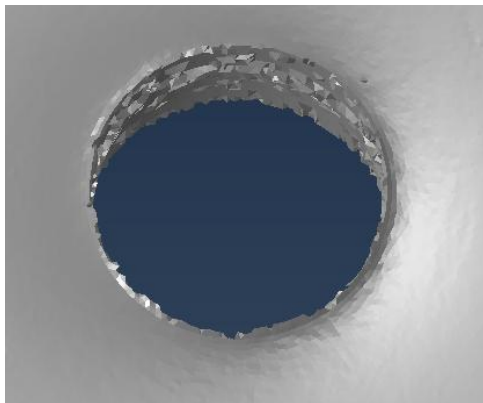


5754-H111

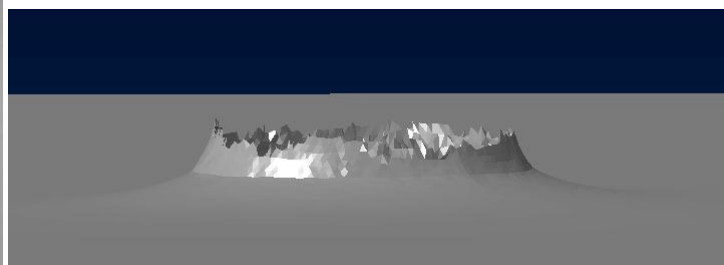
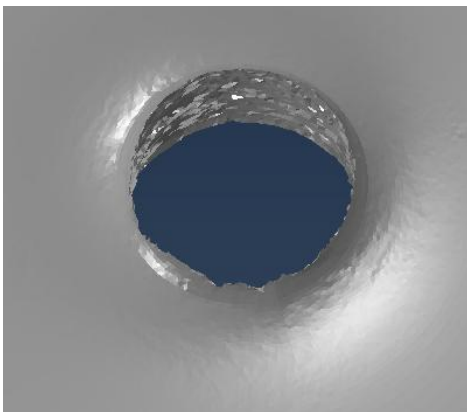
$V_0=469.57 \text{ m/s}$   $V_r=329.35 \text{ m/s}$



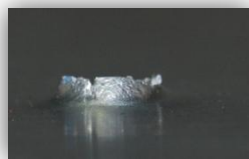
*Ilustración 73 Simulación AA5754-H111 con velocidad inicial 469.57 m/s y criterio de fallo Johnson-Cook*



*Ilustración 74 Simulación AA5754-H111 con velocidad inicial 469.57 m/s y criterio de fallo constante*

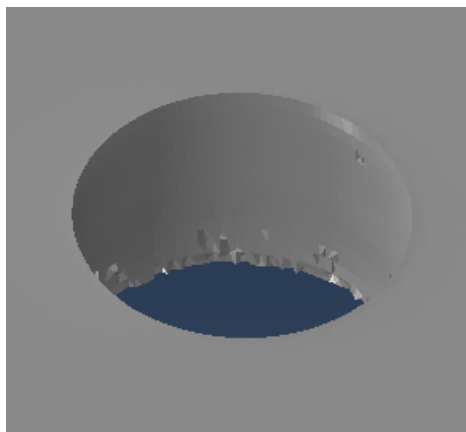


*Ilustración 75 Simulación AA5754-H111 con velocidad inicial 469.57 m/s y criterio de fallo Bai-Wierzbicki*

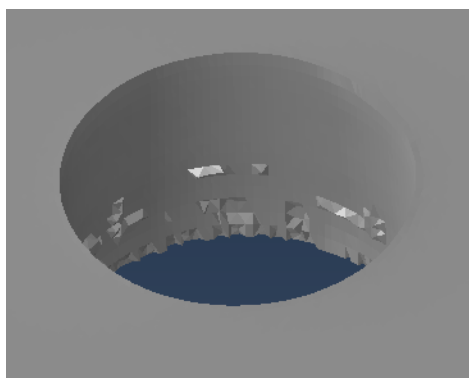


**6082-T6**

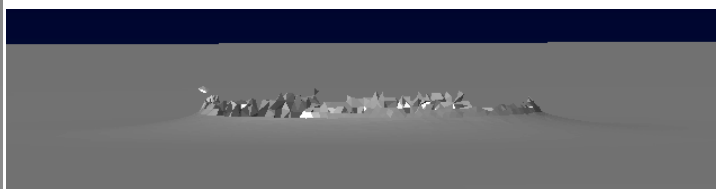
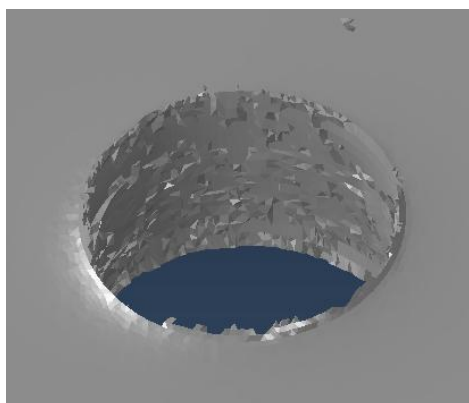
$V_0=498.91 \text{ m/s}$   $V_r=345.65 \text{ m/s}$



*Ilustración 76 Simulación AA6082-T6 con velocidad inicial 498.91 m/s y criterio de fallo Johnson-Cook*



*Ilustración 77 Simulación AA6082-T6 con velocidad inicial 498.91 m/s y criterio de fallo constante*

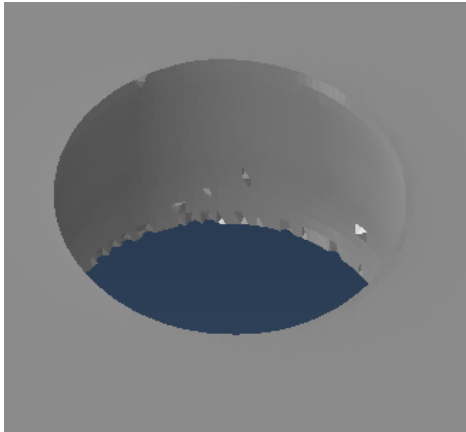


*Ilustración 78 Simulación AA6082-T6 con velocidad inicial 498.91 m/s y criterio de fallo Bai-Wierzbicki*

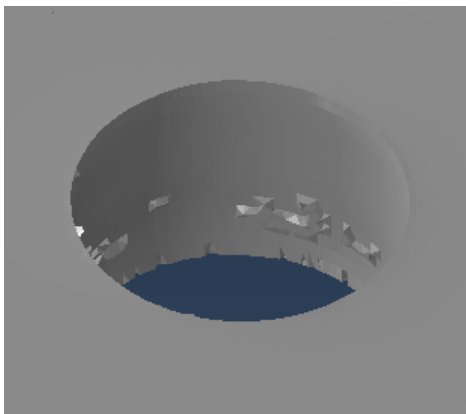


6082-T6

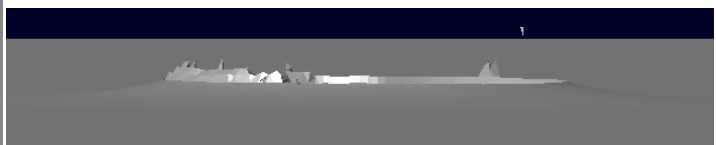
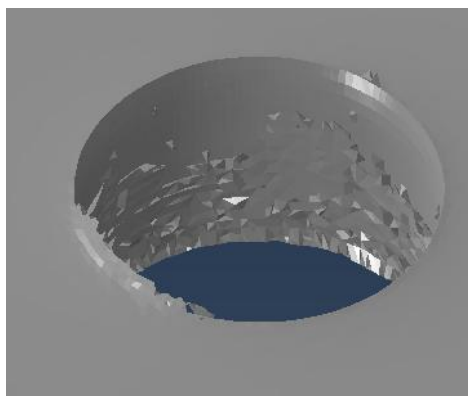
$V_n=398.83$  m/s  $V_r=245.65$  m/s



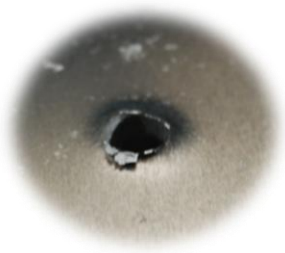
*Ilustración 79 Simulación AA6082-T6 con velocidad inicial 398.83 m/s y criterio de fallo Johnson-Cook*



*Ilustración 80 Simulación AA6082-T6 con velocidad inicial 398.83 m/s y criterio de fallo constante*



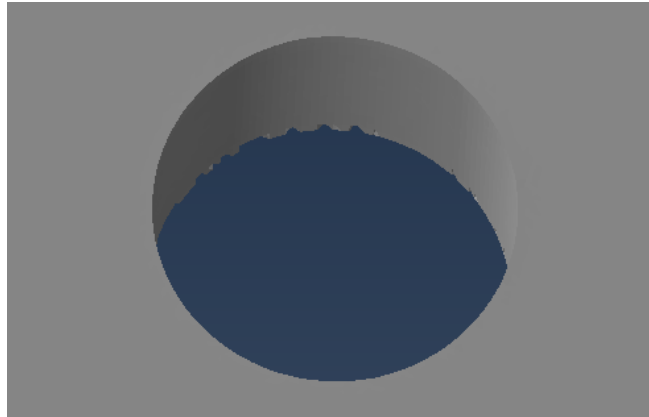
*Ilustración 81 Simulación AA6082-T6 con velocidad inicial 398.83 m/s y criterio de fallo Bai-Wierzbicki*



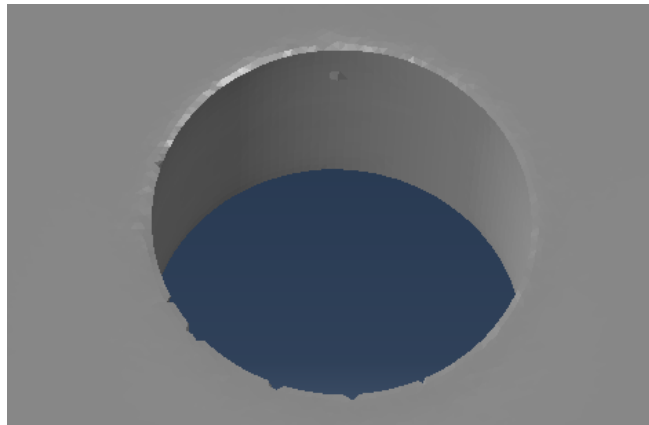
AA2024-T351

$V_0=367.82 \text{ m/s}$

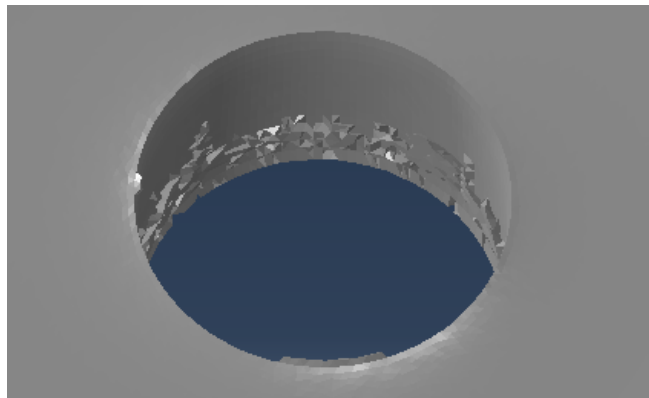
$V_r=206.66 \text{ 24-}$



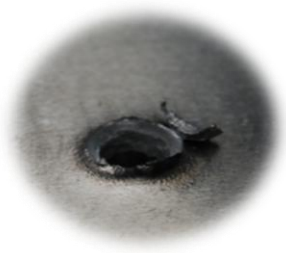
*Ilustración 82 Simulación AA2024-T351 con velocidad inicial 367.82 m/s y criterio de fallo Johnson-Cook*



*Ilustración 83 Simulación AA2024-T351 con velocidad inicial 367.82 m/s y criterio de fallo constante*

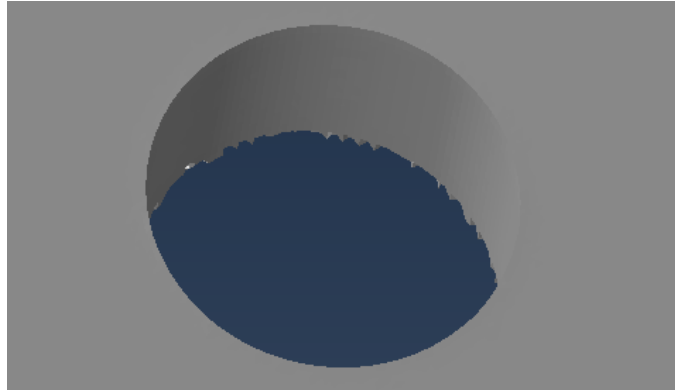


*Ilustración 84 Simulación AA2024-T351 con velocidad inicial 367.82 m/s y criterio de fallo Bai-Wierzbicki*



**2024-T351**

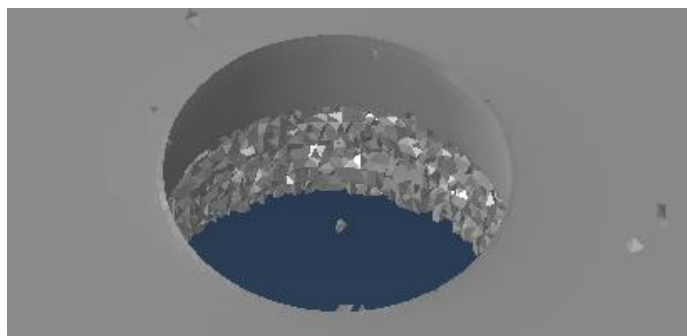
**$V_0=655.17$  m/s  $V_r=571.30$  m/s**



*Ilustración 85 Simulación AA2024-T351 con velocidad inicial 655.17 m/s y criterio de fallo Johnson-Cook*



*Ilustración 86 Simulación AA2024-T351 con velocidad inicial 655.17 m/s y criterio de fallo constante*



*Ilustración 87 Simulación AA2024-T351 con velocidad inicial 655.17 m/s y criterio de fallo Bai-Wierzbicki*

### 5.3 DEFLEXIÓN DE LA PLACA

En este apartado se analizan las deflexiones de las placas. Para ello, se secciona la placa por su plano medio y se miden los desplazamientos verticales de numerosos puntos de esa sección. De esta forma se obtiene una curva que representa las posiciones finales que tienen esos puntos después del impacto.

Se observa que se obtienen perfiles muy similares con los tres criterios. La única parte que difiere más es en la zona central de la placa debido a que es la zona en la que se forman rebabas, *petalling*, etc. Al final de este apartado se presentan dos deformadas por cada material, una a velocidad cercana al límite balístico y otra a velocidad más elevada. Se utilizan los 3 criterios de fallo para compararlos entre sí.

Algo muy importante a destacar de estas gráficas es que en los 3 materiales y en todos los ensayos se obtiene un desplazamiento mayor a velocidad cercana al límite balístico que a alta velocidad. Se debe a que a bajas velocidades la energía cinética es absorbida por todo el conjunto de la placa (predominan los efectos globales); y a altas velocidades, en cambio, la energía cinética es absorbida principalmente por la zona de impacto (predominan los efectos locales), y las zonas exteriores tienen un papel secundario. En las gráficas se aprecia una curvatura gradual desde los extremos a baja velocidad; y una cierta planitud cerca de la sujeción y una curvatura más pronunciada en el centro de la placa, a alta velocidad.

Si se comparan las aleaciones sometiéndolas a los mismos ensayos ([Ilustración 88 y 89](#)) se observa que las aleaciones 2024-T351 y 6082-T6 tienen comportamientos parecidos. AA5754-H111 difiere de las anteriores, presenta una mayor plasticidad que se traduce en una mayor deformación.

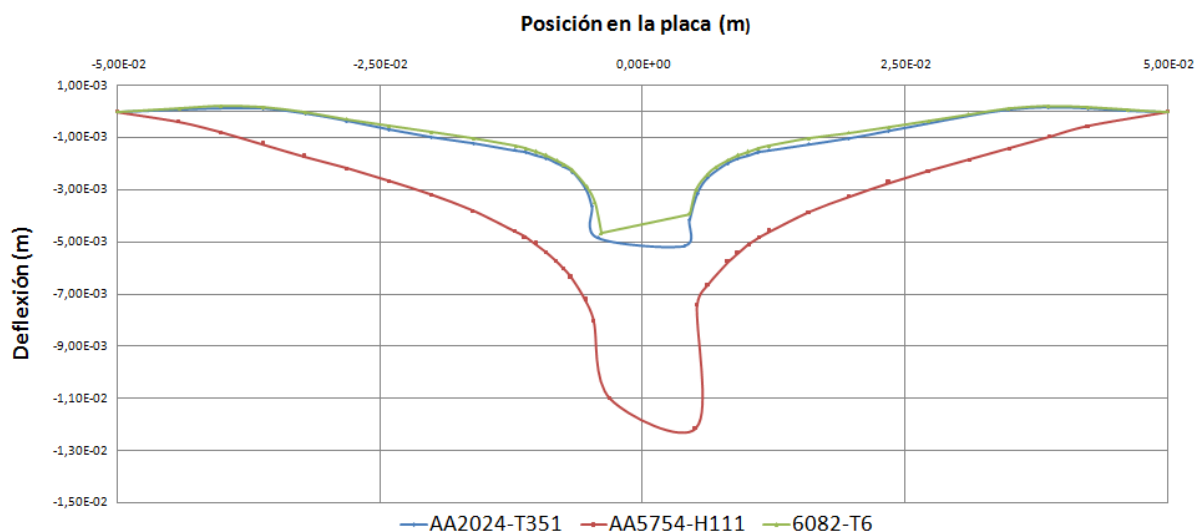
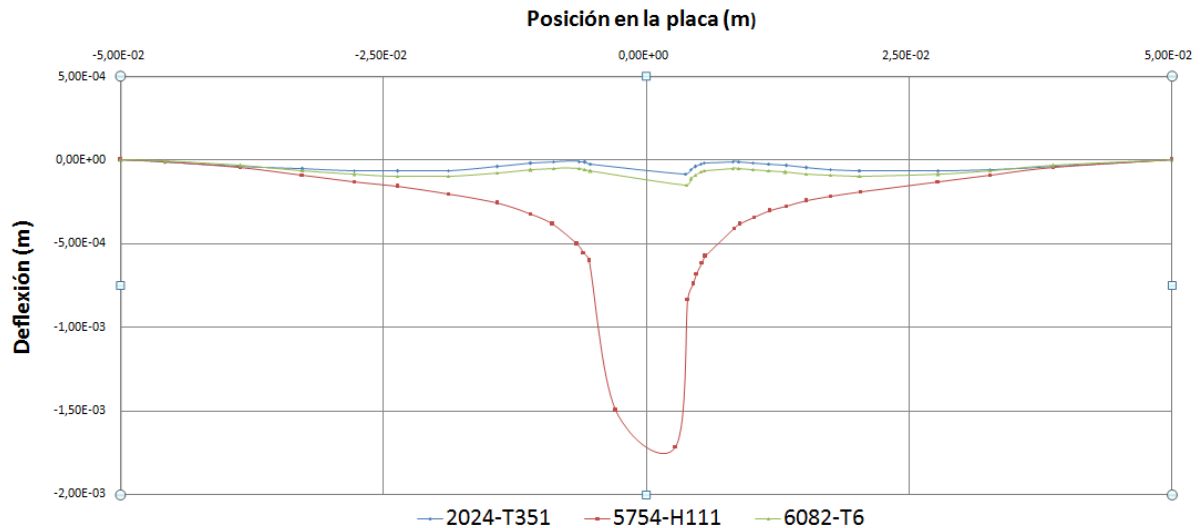


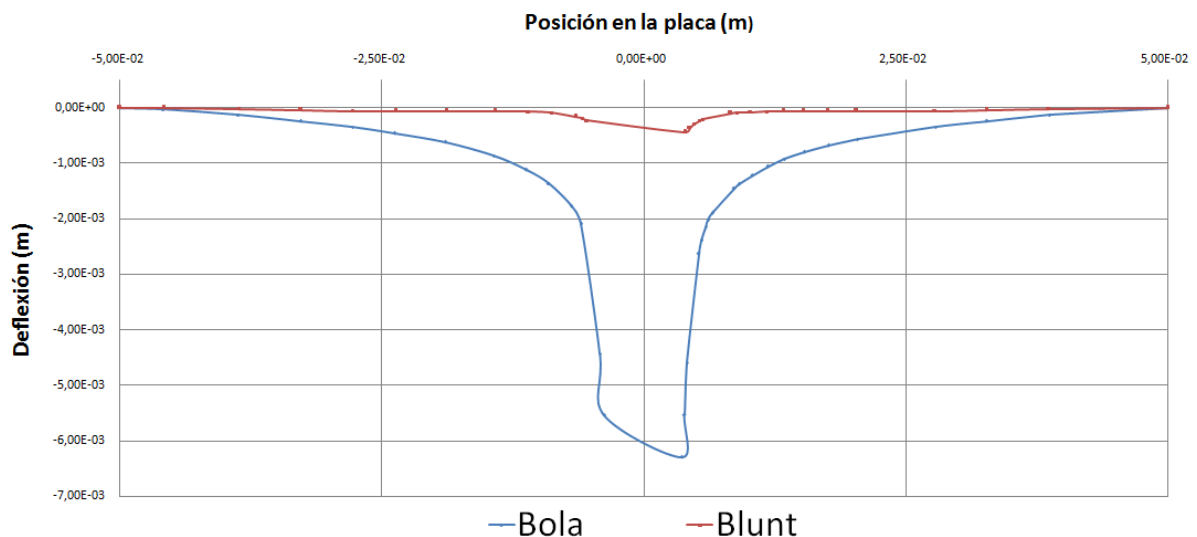
Ilustración 88 Deformada de las 3 aleaciones tras ensayo de impacto de bola en placa de espesor 1 mm ( $V_0 \approx 180$  m/s)





*Ilustración 89 Deformada de las 3 aleaciones tras ensayo de impacto de blunt en placa de espesor 4 mm ( $V_o \approx 300$  m/s)*

El proyectil tipo *blunt* produce una cortadura muy localizada en la zona de impacto. Este fenómeno permite al impactador atravesar la placa sin apenas deformarla globalmente. La cortadura no es deseable porque disminuye mucho la capacidad de absorción de energía de los materiales; los proyectiles necesitan menor energía cinética para traspasar la placa. En la [Ilustración 90](#) se compara el efecto de los proyectiles esférico y *blunt* en la placa de 4mm de AA5754-H111. El proyectil tipo bola produce una deformación mucho mayor tanto globalmente como localmente; absorbe mayor energía cinética a igual velocidad de impacto.



*Ilustración 90 Deformada placa de espesor 4 mm ( $V_o \approx 470$  m/s)*

Por último, quedaría comparar estos perfiles obtenidos con los de los experimentos para comprobar la validez del modelo en este aspecto. Pero aún, no se han sacado esos datos. Sabiendo que los 3 criterios dan resultados parecidos, o bien los 3 son válidos, o bien los 3 deben descartarse.

Seguidamente, como se ha comentado antes, se representan dos deformadas a dos velocidades diferentes por cada material y ensayo.

### 5.3.1 Ensayo placa 1 mm con proyectil esférico

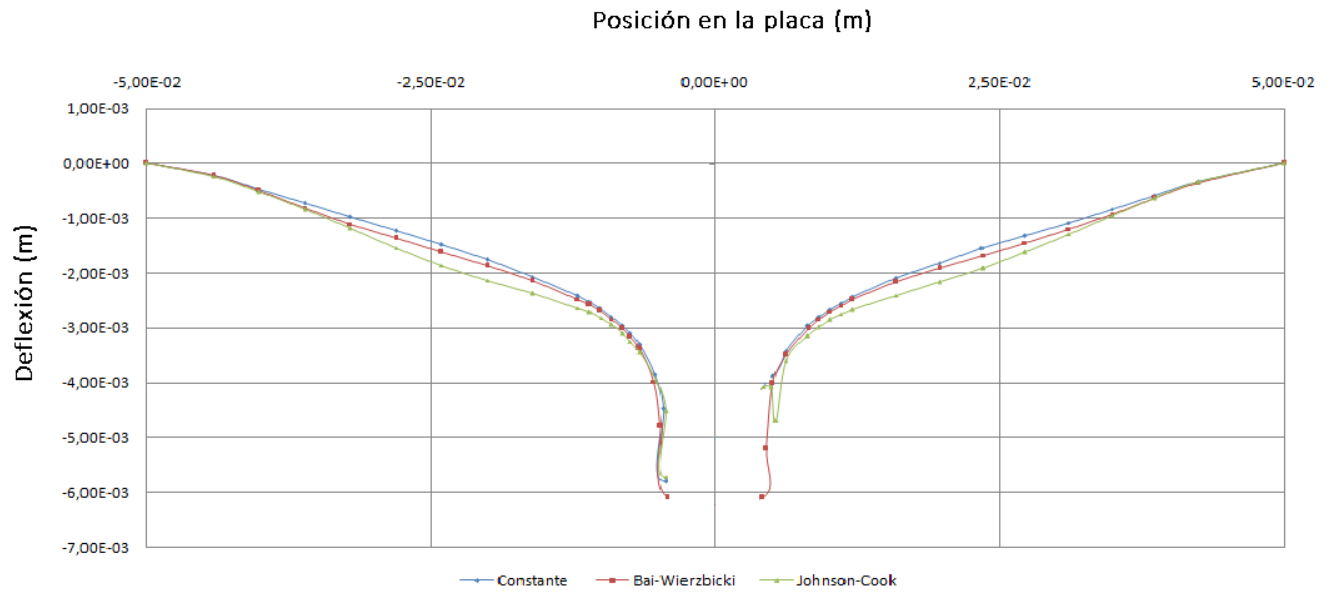


Ilustración 91 Deflexión placa AA2024-T351 de 1mm impactada con bola ( $V_0=140$  m/s)

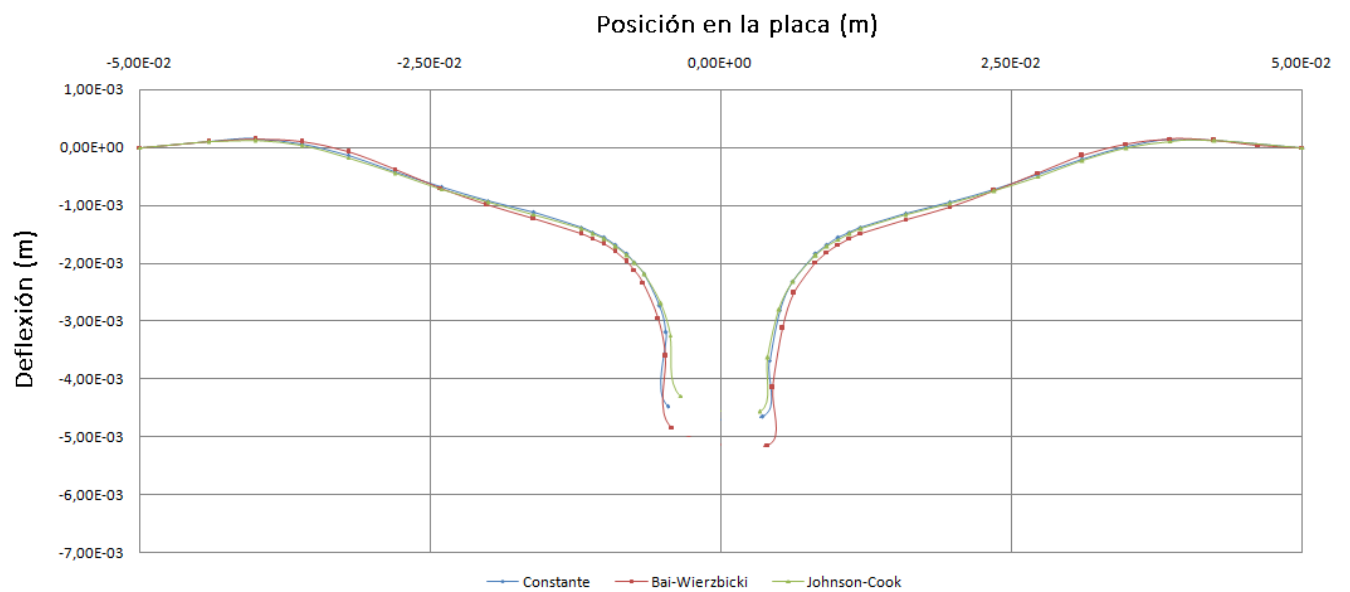


Ilustración 92 Deflexión placa AA2024-T351 de 1mm impactada con bola ( $V_0=187,93$  m/s)

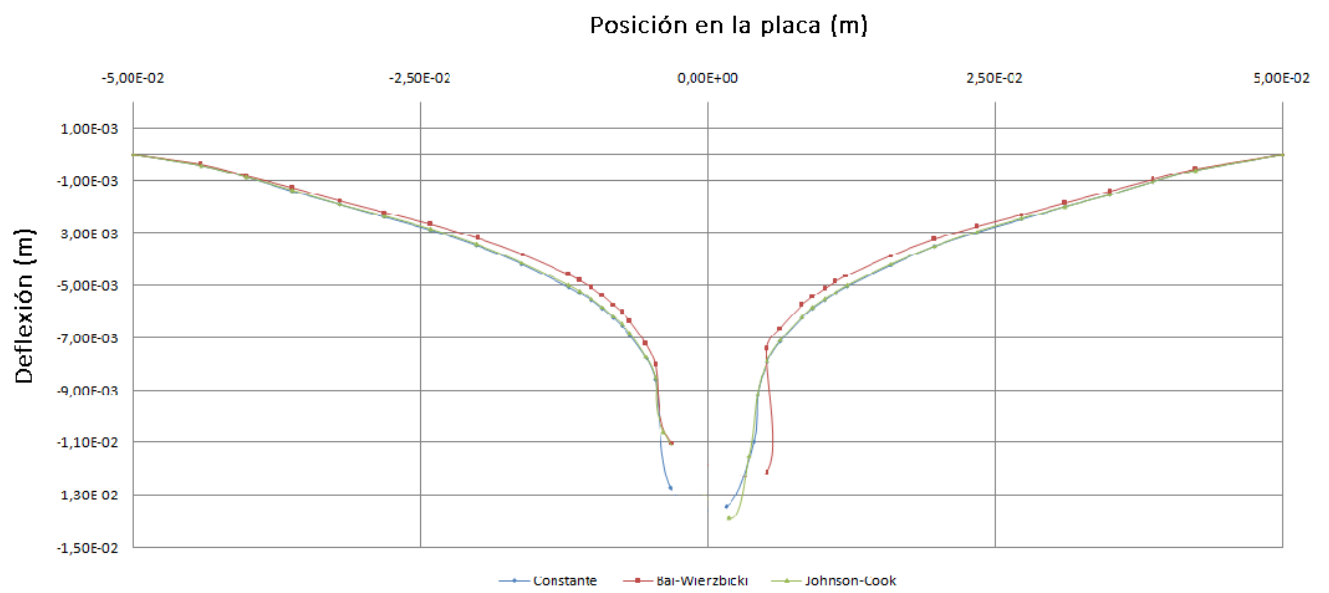


Ilustración 93 Deflexión placa AA5754-H111 de 1mm impactada con bola ( $V_0=180$  m/s)

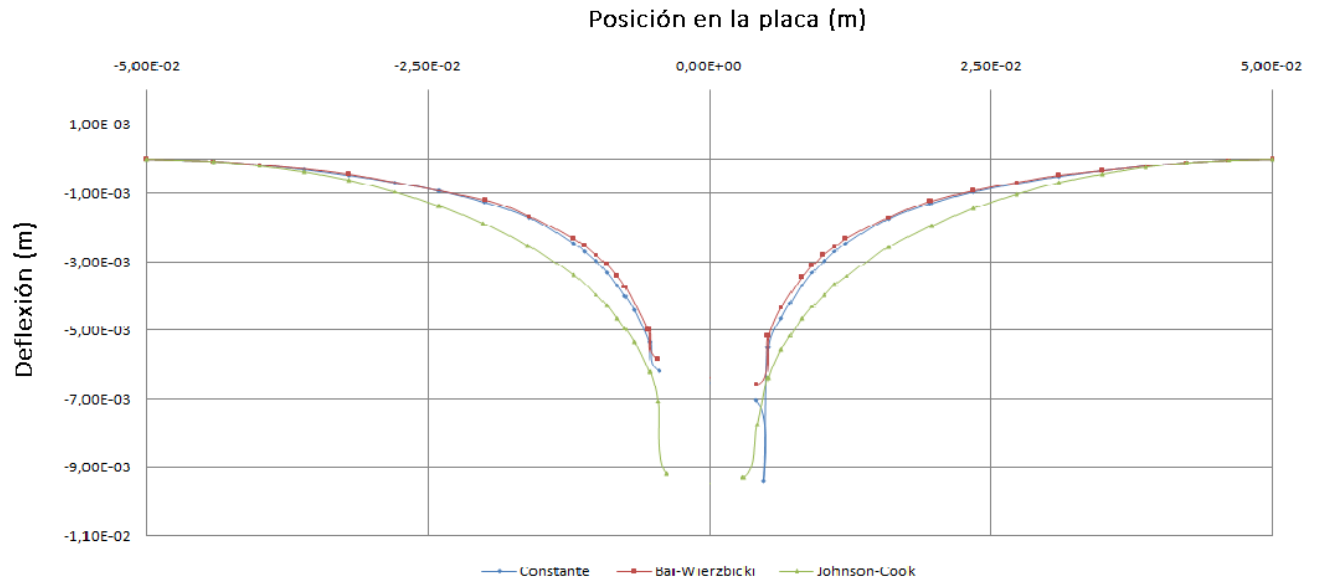


Ilustración 94 Deflexión placa AA5754-H111 de 1mm impactada con bola ( $V_0=234.82$  m/s)

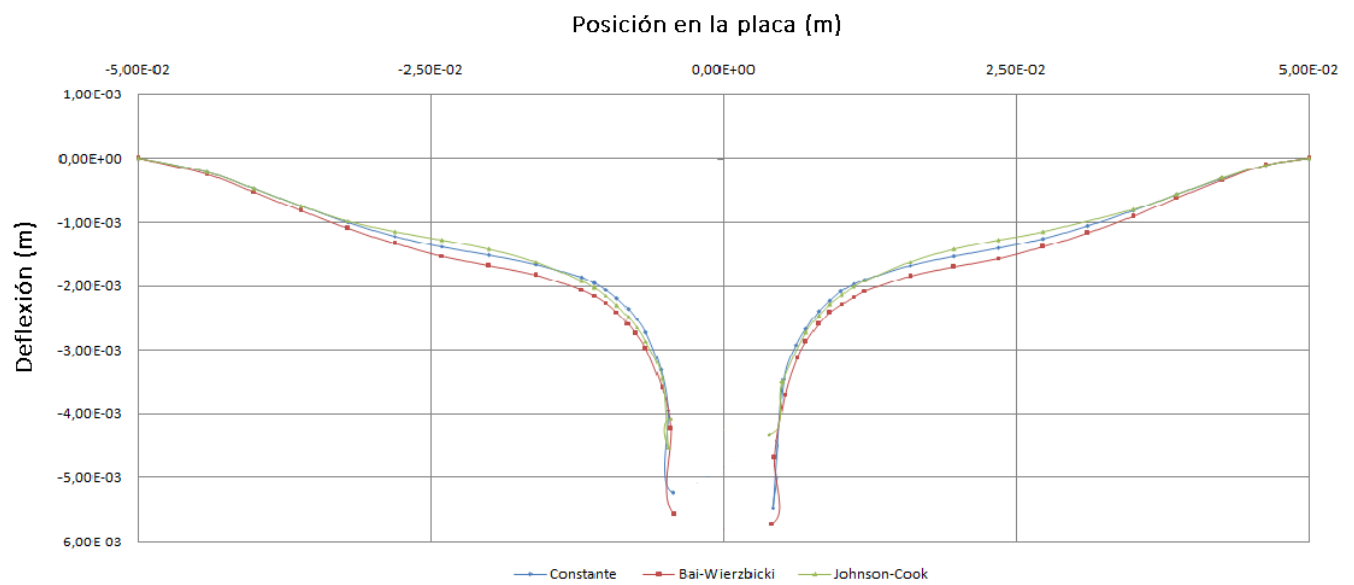


Ilustración 95 Deflexión placa AA6082-T6 de 1mm impactada con bola ( $V_o=135$  m/s)

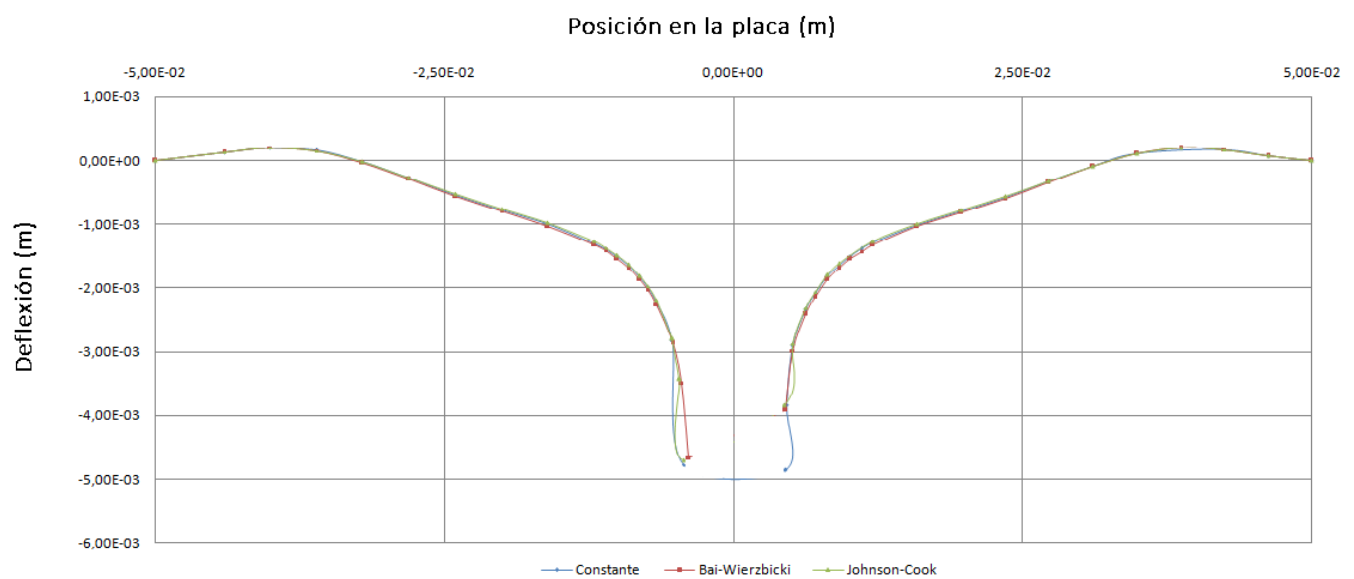
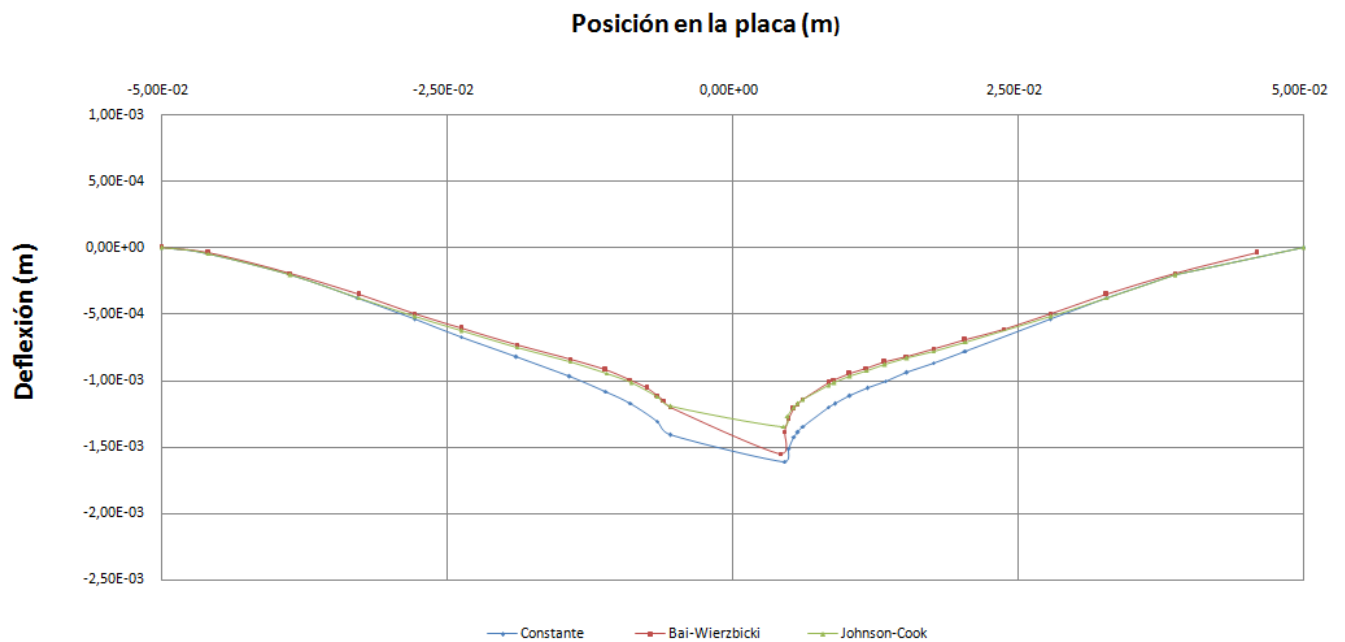


Ilustración 96 Deflexión placa AA6082-T6 de 1mm impactada con bola ( $V_o=179.31$  m/s)

### 5.3.2 Ensayo placa 4 mm con proyectil esférico



*Ilustración 97 Deflexión placa AA2024-T351 de 4mm impactada con bola ( $V_0=410$  m/s)*



*Ilustración 98 Deflexión placa AA2024-T351 de 4mm impactada con bola ( $V_0=474$  m/s)*

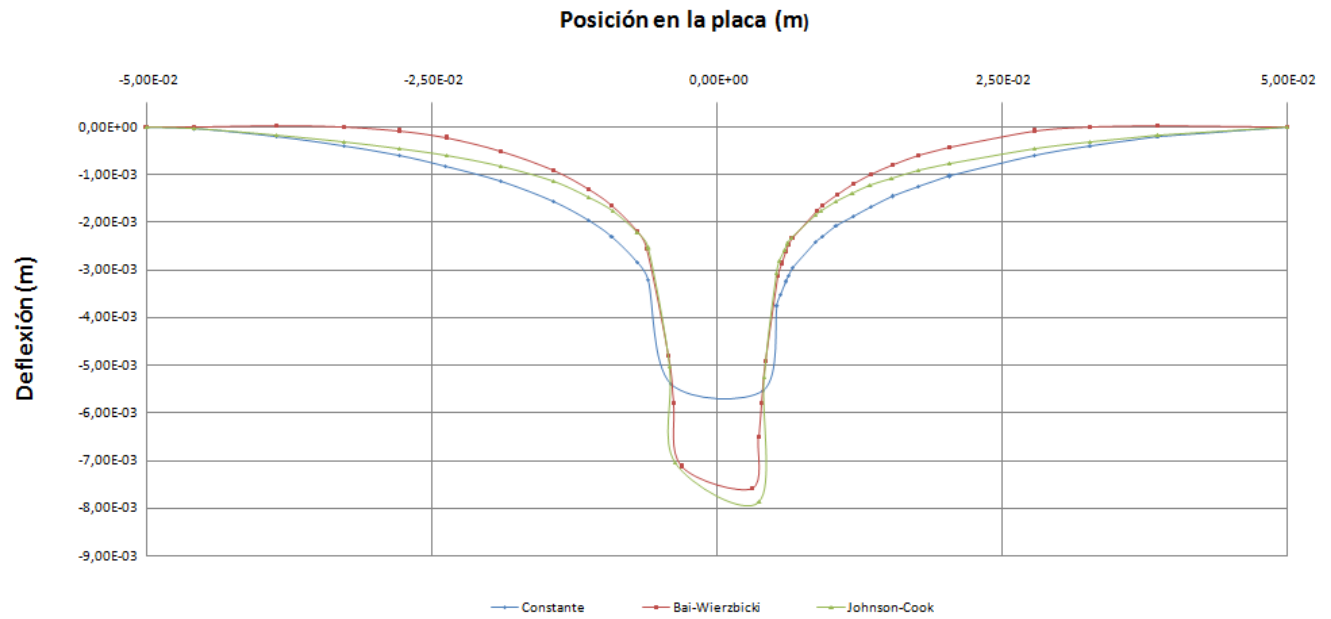


Ilustración 99 Deflexión placa AA5754-H111 de 4mm impactada con bola ( $V_o=413$  m/s)

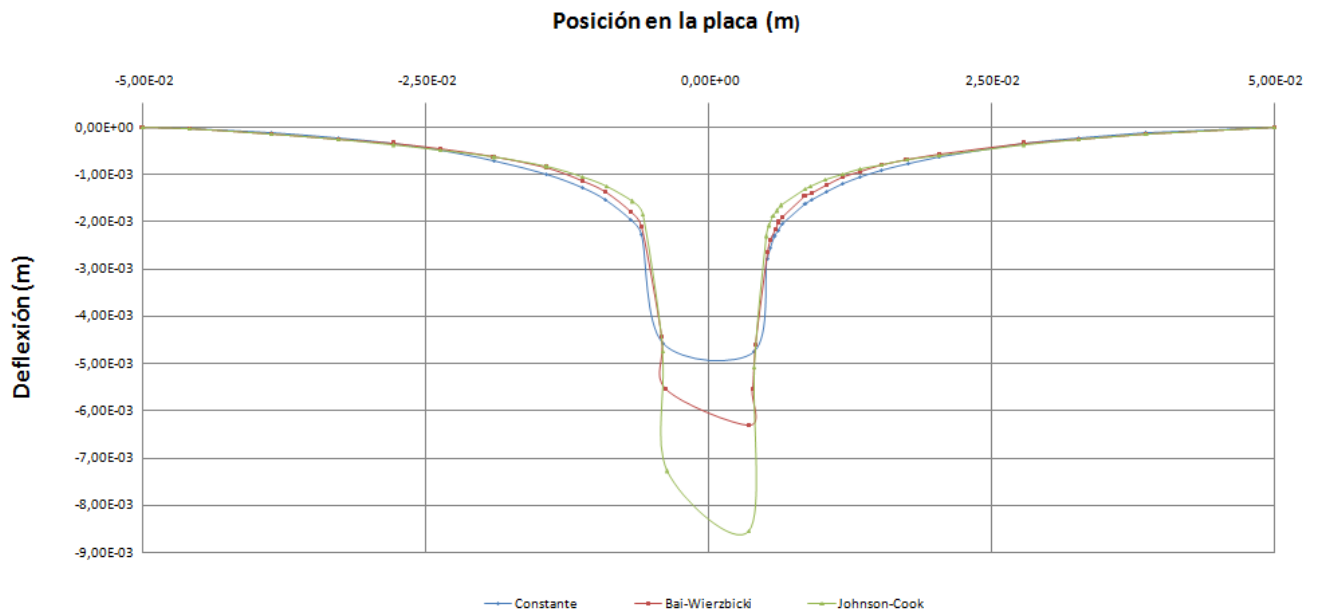


Ilustración 100 Deflexión placa AA5754-H111 de 4mm impactada con bola ( $V_o=475$  m/s)

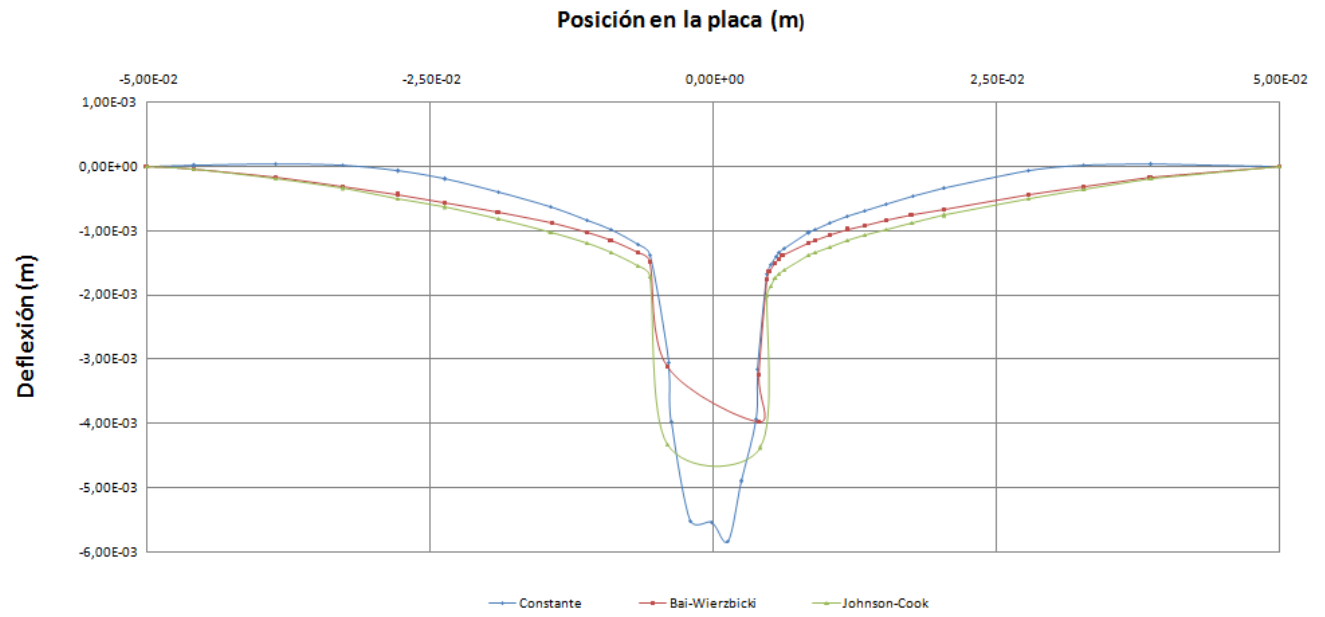


Ilustración 101 Deflexión placa AA6082-T6 de 4mm impactada con bola ( $V_0=417$  m/s)



Ilustración 102 Deflexión placa AA6082-T6 de 4mm impactada con bola ( $V_0=480$  m/s)



### 5.3.3 Ensayo placa 4 mm con proyectil tipo blunt

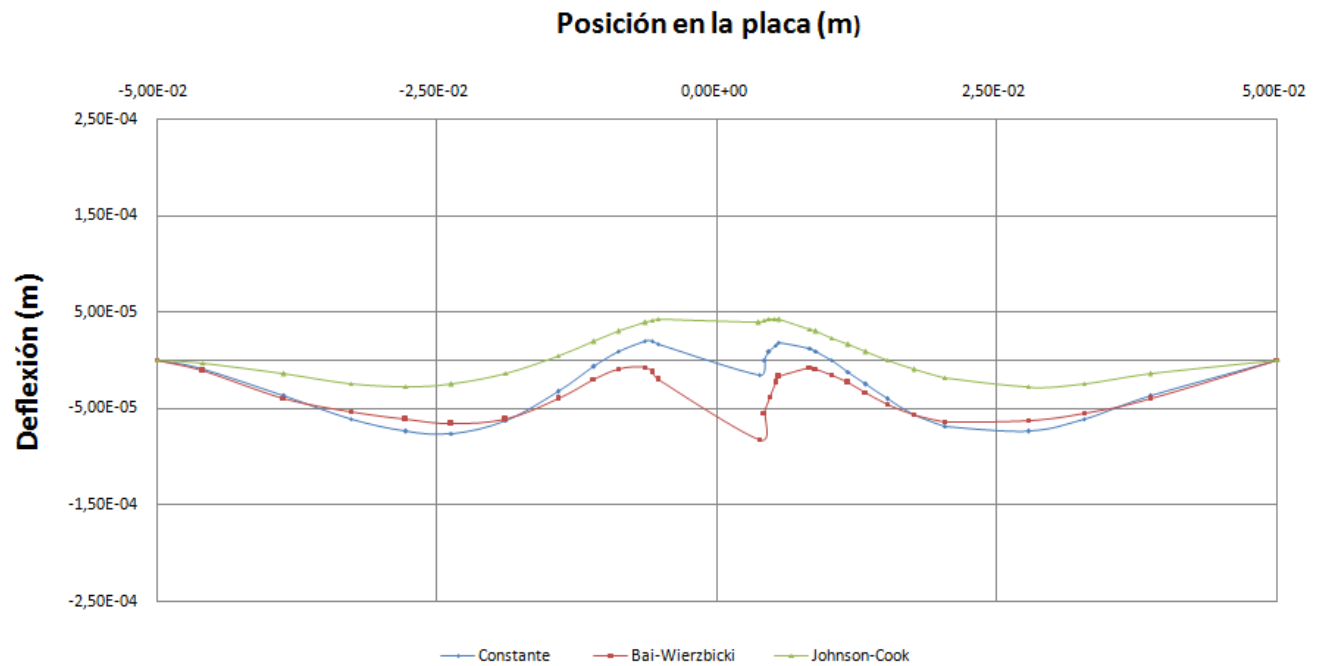


Ilustración 103 Deflexión placa AA2024-T351 de 4mm impactada con blunt ( $V_o=295$  m/s)

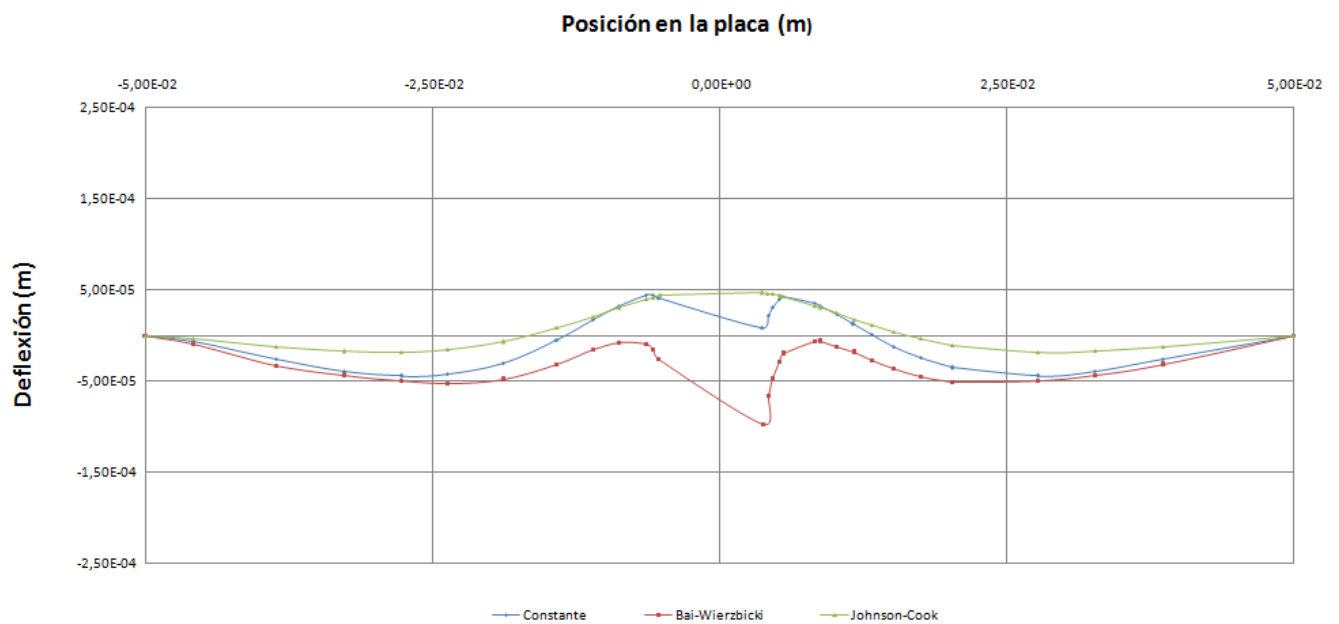
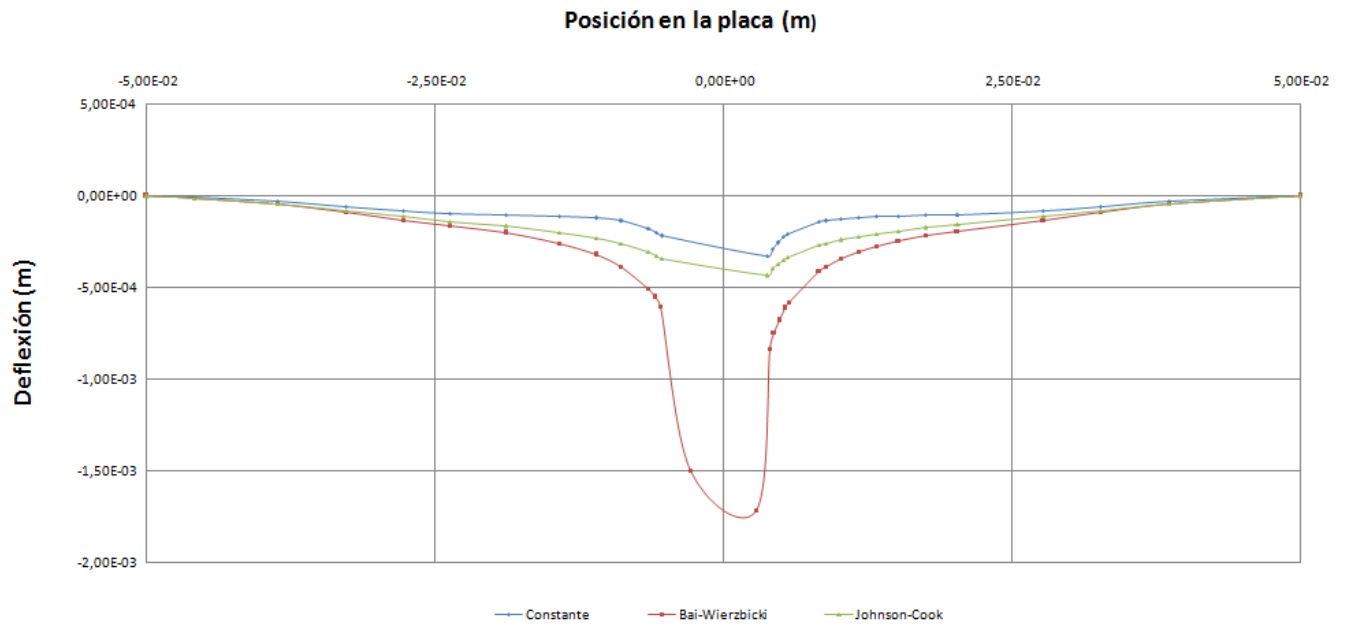
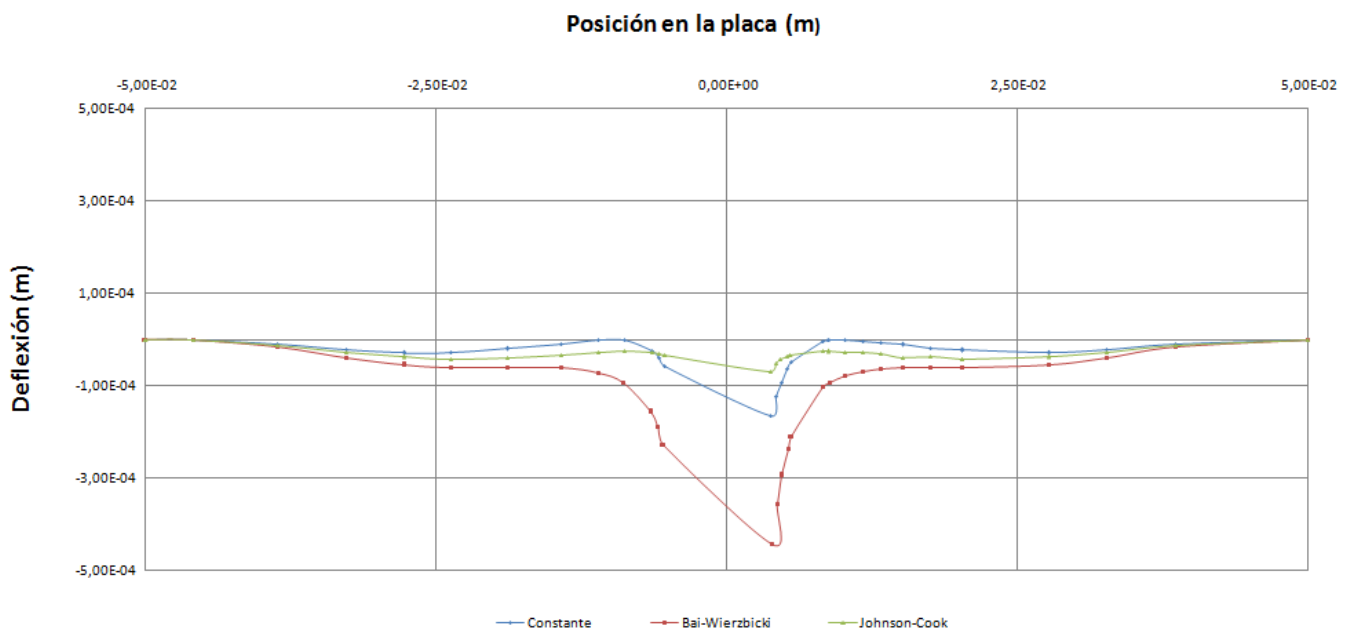


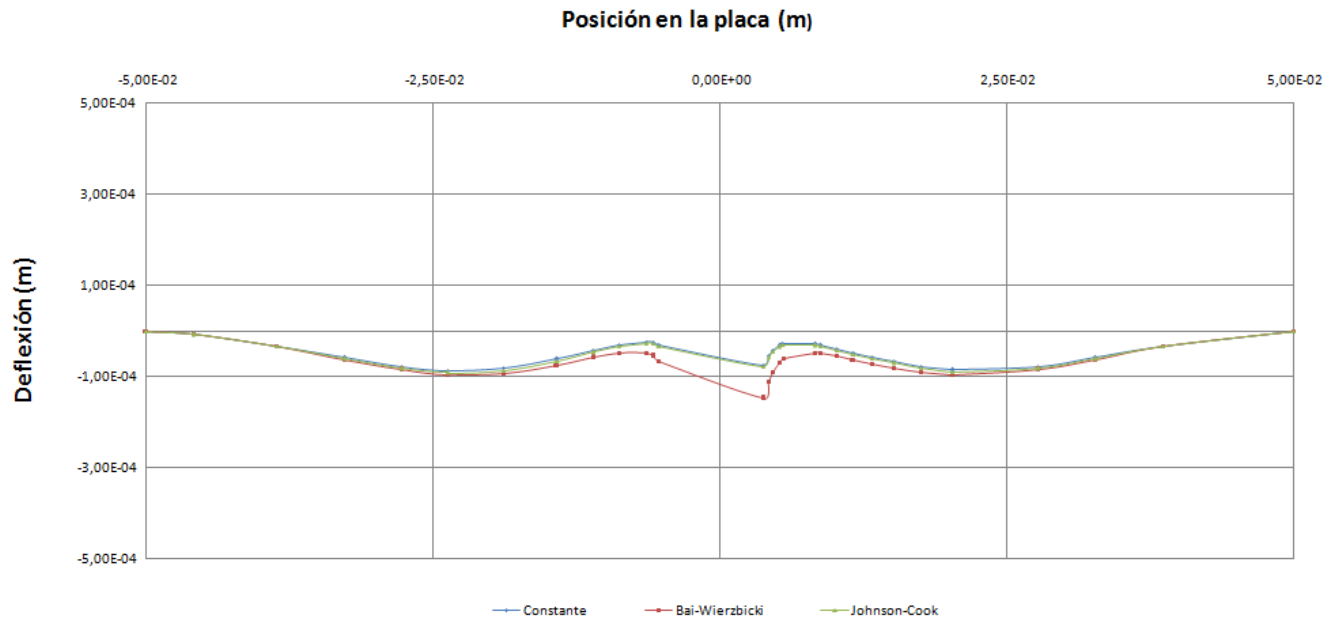
Ilustración 104 Deflexión placa AA2024-T351 de 4mm impactada con blunt ( $V_o=375$  m/s)



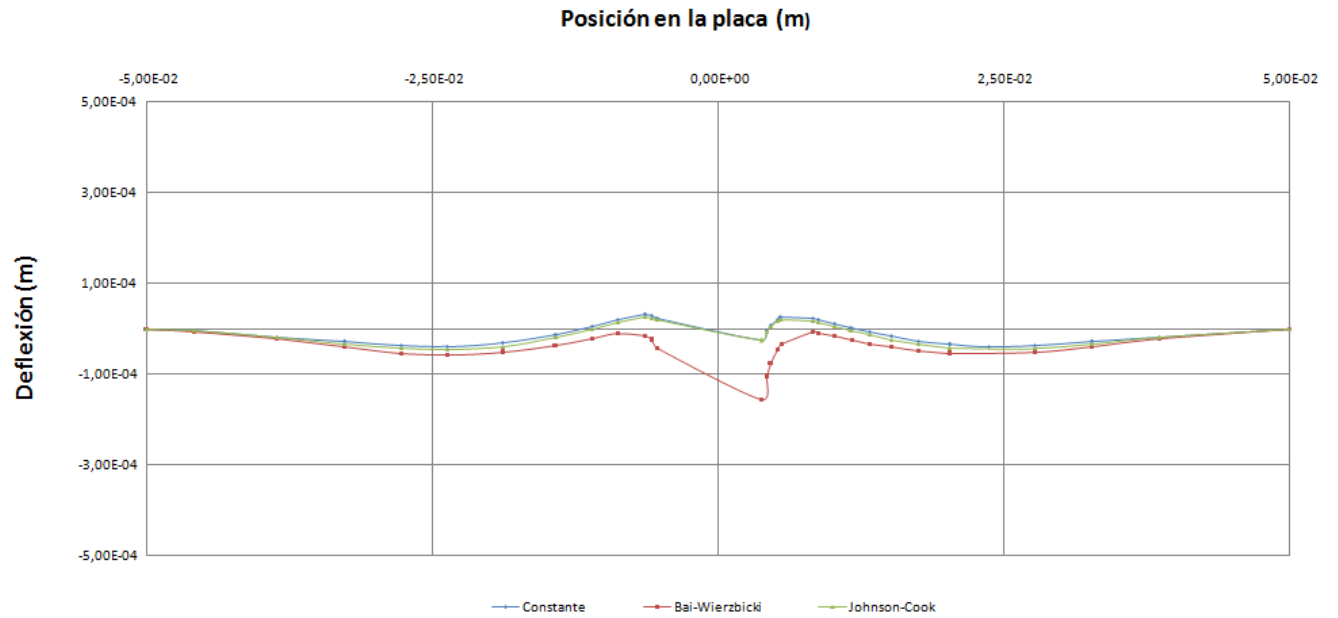
*Ilustración 105 Deflexión placa AA5754-H111 de 4mm impactada con blunt ( $V_o=310$  m/s)*



*Ilustración 106 Deflexión placa AA5754-H111 de 4mm impactada con blunt ( $V_o=469$  m/s)*



*Ilustración 107 Deflexión placa AA6082-T6 de 4mm impactada con blunt ( $V_0=292$  m/s)*



*Ilustración 108 Deflexión placa AA6082-T6 de 4mm impactada con blunt ( $V_0=463$  m/s)*

## CAPÍTULO 6: CONCLUSIONES

---

A lo largo de este TFG se han ido variando diversos aspectos para observar el efecto que tenían en el modelo. A partir de estas variaciones se han ido sacando diversas conclusiones:

Derivadas del cambio de material:

- La aleación 5754-H111 presenta una deflexión bastante mayor que la observada con las otras.
- AA2024-T351 y AA6082-T6 presentan una deflexión parecida tras los ensayos.
- Las placas de 5754-H111 son más propensas a sufrir deformaciones globales frente a las de los otros dos materiales.

Derivadas del cambio de espesor:

- En el ensayo con proyectil tipo bola, al pasar de placa 1mm a 4mm, se ha observado una no correlación de la resistencia a perforación de los materiales. En la placa de 1mm el límite balístico seguía la serie 5754-H111>2024-T351>6082-T6 y en la de 4mm, 2024-T351>6082-T6>5754-H111. Esto pone de manifiesto que el fallo depende fuertemente de la pareja placa/proyectil.

Derivadas del cambio de velocidad de impacto:

- La deflexión de las placas aumenta conforme nos acercamos al límite balístico.
- A bajas velocidades la mayor cantidad de energía se absorbe de manera global. A medida que aumenta la velocidad de impacto los efectos locales ganan importancia en la absorción de energía.

Derivadas de la modificación del criterio de fallo:

- Los tres criterios han dado buen resultado para predecir las velocidades residuales.
- Los tres criterios han dado deflexiones similares en la mayor parte de los casos. Debe comprobarse la validez para deducir este fenómeno comparando con datos experimentales.
- El criterio de Bai-Wierzbicki es el que mejor ha descrito la superficie de fallo, aunque en general no lo ha hecho de manera muy satisfactoria.
- Al producirse un cambio de espesor o proyectil los criterios deben ser reajustados debidamente.
- Durante algunas simulaciones a altas velocidades con el criterio JC se han producido deformaciones irreales, principalmente con el material 5754-H111. Al haber partido de las constantes de otro material el criterio no ha sido perfectamente ajustado. Se ha observado una dependencia de estas deformaciones anómalas con el parámetro D2. Reducir D2 disminuye estos efectos.

Derivadas del cambio de proyectil:

- Las placas impactadas con proyectil tipo *blunt* presentan una deformación mucho menor que con el proyectil tipo bola. Casi toda la energía es absorbida por efectos locales (bandas de cortadura adiabática).
- Las placas impactadas con proyectil tipo *blunt* presentan un límite balístico menor que con el tipo bola por el mismo motivo.

Para finalizar, pese a que el modelo actual tiene puntos que mejorar, ha presentado un comportamiento aceptable. Es un modelo bastante útil para predecir el comportamiento de placas de aluminio frente a impacto.

## CAPÍTULO 7: TRABAJOS FUTUROS

---

Como ampliación a este proyecto se proponen los siguientes trabajos:

- Comparar las deflexiones numéricas con las experimentales.
- Mejorar el ajuste del criterio de Johnson-Cook para AA5754-H111 de manera que se eliminen las deformaciones excesivas.
- Estudiar el efecto del espesor de placa en el límite balístico para diferentes materiales.
- Probar más geometrías de proyectil, tanto diferentes puntas como diferentes masas.
- Estudiar la microestructura de las superficies de rotura.

# Bibliografía

1. *Perforation of aluminium alloy thin plates*. **Antoinat, L., y otros.** s.l. : International Journal of Impact Engineering, 2015, Vol. 75.
2. *Penetration of 7075-T651 aluminum targets with ogival-nose rods*. **Forrestal, M., y otros.** s.l. : International Journal of Solids and Structures, 1992, Vol. 29.
3. *Analysis of conical tool perforation of ductile metal sheets*. **Nazeer, M. y Khan, M.** s.l. : International Journal of Mechanical Sciences, 2000, Vol. 42.
4. *3D numerical simulations of sharp nosed projectile impact on ductile targets*. **Iqbal, M., y otros.** s.l. : International Journal of Impact Engineering, 2010, Vol. 37.
5. *Perforation of AA5083-H116 aluminium plates with conical-nose steel projectiles experimental study*. **Borvik, T., y otros.** s.l. : International Journal of Impact Engineering, 2004, Vol. 30.
6. *Thermo-viscoplastic behaviour of 2024-T3 aluminium sheets subjected to low velocity perforation at different temperatures*. **Rodríguez-Marínez, J., Rusinek, A. y Arias, A.** s.l. : Thin-Walled Structures, 2011, Vol. 49.
7. **Askeland, Donald R.** *Ciencia e ingeniería de los materiales*. 3ª ED. 1999.
8. **Herrero, Segundo Barroso.** *Introducción al conocimiento de los materiales y sus aplicaciones*. 4ª ED. 2008.
9. *Metalografía tomo 2*. **Gulíáev, A.P.** s.l. : Mir Moscú, 1990.
10. **Borrás, Vicente Amigó.** *Curso de Fundamentos de Ciencia de Materiales*. [En línea] [Citado el: 25 de 01 de 2018.] [https://www.upv.es/materiales/Fcm/Indice\\_FCM.html](https://www.upv.es/materiales/Fcm/Indice_FCM.html).
11. **Ortolá, Salvador.** *Manual del Aluminio y sus Aleaciones*. [En línea] 2009. [Citado el: 25 de 01 de 2018.] <https://ingenieriademateriales.wordpress.com/2009/04/17/manual-del-aluminio-y-sus-aleaciones/>.
12. *Aluminium and aluminium alloys*. s.l. : ASM International, 1993.
13. *Characterization of intergranular corrosion defects in a 2024 T351 aluminium alloy*. **Bonfils-Lahovary, Marie-Laetitiade.** 2017.
14. Broncesval. [En línea] [Citado el: 12 de 04 de 2018.] <http://www.broncesval.com/productos?catid=0&id=88>.
15. Proyecto de innovación atlas metalográfico. [En línea] UCM. [Citado el: 1 de Marzo de 2018.] <https://www.ucm.es/atlasmetalografico/a2024>.
16. aalco.co.uk. [En línea] [Citado el: 12 de 04 de 2018.] [https://www.google.es/url?sa=t&rct=j&q=&esrc=s&source=web&cd=1&ved=0ahUKEwjh-uS6hLXaAhVHVRQKHc-jBBMQFggUAAA&url=http%3A%2F%2Fwww.aalco.co.uk%2Fdatasheets%2FAalco-Metals-Ltd\\_Aluminium-Alloy-5754-H111-Treadplate\\_142.pdf.ashx&usg=AOvVaw0KXeySI5jRi6hQETfFxZF](https://www.google.es/url?sa=t&rct=j&q=&esrc=s&source=web&cd=1&ved=0ahUKEwjh-uS6hLXaAhVHVRQKHc-jBBMQFggUAAA&url=http%3A%2F%2Fwww.aalco.co.uk%2Fdatasheets%2FAalco-Metals-Ltd_Aluminium-Alloy-5754-H111-Treadplate_142.pdf.ashx&usg=AOvVaw0KXeySI5jRi6hQETfFxZF).
17. **King, Frank.** *El aluminio y sus aleaciones*. México : Grupo editorial Noriega, 1992.

18. *Investigation of Mechanical Properties and Fracture*. **Kumar, Pankaj y Singh, Akhilendra**. s.l. : Springer, 2016.
19. aalco.co.uk. [En línea] 12 de 04 de 2018.  
[https://www.google.es/url?sa=t&rct=j&q=&esrc=s&source=web&cd=1&cad=rja&uact=8&ved=0ahUKEwiFguauhbXaAhXHPxQKHeLDBGcQFgggMAA&url=http%3A%2F%2Fwww.aalco.co.uk%2Fdatasheets%2FAalco-Metals-Ltd\\_Aluminium-Alloy-6082-T6T651-Plate\\_148.pdf.ashx&usg=AOvVaw09ELQxv5Y3](https://www.google.es/url?sa=t&rct=j&q=&esrc=s&source=web&cd=1&cad=rja&uact=8&ved=0ahUKEwiFguauhbXaAhXHPxQKHeLDBGcQFgggMAA&url=http%3A%2F%2Fwww.aalco.co.uk%2Fdatasheets%2FAalco-Metals-Ltd_Aluminium-Alloy-6082-T6T651-Plate_148.pdf.ashx&usg=AOvVaw09ELQxv5Y3).
20. *Precipitation of dispersoids containing Mn and/or Cr in Al*. **Lodgaars, L. y Ryum, N.** s.l. : Materials Science and Engineer, 2000.
21. *Small fatigue crack growth in aluminium alloy EN-AW 6082/T6*. **Jíša, D., Liškutín, P. y Kruml, T.** 12, s.l. : International journal of fatigue, 2010, Vol. 32.
22. *ASM Handbook Fractography*. s.l. : ASM International, 1998.
23. **Broek, David**. *Elementary engineering fracture mechanics*. 1986.
24. *Microstructure of adiabatic shear bands in Ti6Al4V*. **Peirs, J., Tirry, W. y Coghe, F.** s.l. : Materials Characterization, 2013, Vol. 75.
25. **E. Carlucci, Donald**. *Ballistics. Theory and design of guns and ammunition*. 2008.
26. *A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates ad high temperatures*. **Johnson, G. R. y Cook, W. H.** s.l. : Proceedings of the 7th International Symposium on Ballistics, 1983.
27. *A constitutive model for metals applicable at high strain rates*. **Steingberg, D. J., Cochran, S. G. y Guinan, M. W.** 1989, s.l. : J. Appl. Phys, Vol. 51.
28. *A constitutive model for strain rates from  $10^{-4}$  to  $10^6$  s $^{-1}$* . **Steingberg, D. J. y Lund, C. M.** 65, s.l. : Journal of Applied Physics, 1989.
29. *Rupture mechanisms in combined tension and shear*. **Barsoum, I. y Falestog, J.** s.l. : International Journal of solids and structures, 2007, Vol. 44.
30. *On the ductile enlargement of voids in triaxial stress field*. **Rice, J. y Tracery, D.** s.l. : Journal of the mechanics and physics of solids, 1969, Vol. 17.
31. *Dependence of ductile crack formation in tensile tests on stress triaxility, stress and strain ratios*. **Bao, Y.** 3, s.l. : Engineering materials and technology, 2005, Vol. 72.
32. *A new model of metal plasticity and fracture with pressure and Lode dependence*. **Bai, Y. y Wierzbicki, T.** s.l. : International journal of plasticity, 2008, Vol. 24.
33. *Experimental and numerical analysis of the martensitic transformation in AISI 304 steel sheets subjected to perforation by conical an hemispherical projectiles*. **Rodríguez-Martínez, J. A., y otros.** 50, s.l. : International journal of solids an structures, 2013.
34. *On the dynamics of necking and fragmentation-II. Effect of material properties, geometrical constraints and absolute size*. **Zhang, H. y Ravi-Chandar, K.** s.l. : International journal of fracture, 2008, Vol. 150.



35. *Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strains rates, temperatures and pressures.* **Johnson, G. y Cook, W.** s.l. : Journal of applied mechanics , 1985, Vol. 32.
36. **Rodríguez Millán, Marcos.** *Análisis experimental y numérico de la influencia del estado tensional en la deformación de fallo de elementos estructurales de aluminio.* 2013.
37. *Abaqus 6.12 Documentation.*
38. *Numerical prediction of fracture in Taylor test.* **Teng, X., y otros.** 42(9), 2929-2948, s.l. : International journal of solids and structures, 2005.
39. **Seidt, J. D.** *Plastic deformation and ductile fracture of 2024-T351 aluminum under various loading conditions (PhD thesis).* s.l. : Department of Mechanical Engineering, The Ohio State University, Columbus, OH., 2010.
40. **Bao, Y.** *Prediction of ductile crack formation in uncracked bodies (PhD thesis).* s.l. : Department of Ocean Engineering, Massachusetts Institute of Technology, Cambridge, MA, 2003.
41. **Zhou, J.** *Numerical modeling of ductile fracture.* 2013.
42. **Chen, X., y otros.** *Flow and fracture behavior of aluminum alloy 6082-T6 at different tensile strain rates and triaxialities.* 2017.
43. *An investigation of the strain rate and temperature effects on the plastic flow stress and ductile failure strain of aluminum alloys 5083-H116, 6082-T6 and 5183 weld metal.* **Zhou, J., Hayden, M. y Gao, X.** s.l. : Journal of mechanical engineering science, 2012.
44. *High velocity penetration/perforation using coupled smooth particle hydrodynamics finite element method.* **Swaddiwudhiponga, S., Islamb, M. y Liuc, Z.** 4, s.l. : International journal of protective structures, 2010, Vol. 1.
45. *Influence of specimen preparation, microstructure anisotropy,.* **Heerens, J., Mubarak, F. y Huber, N.** 2008.
46. *Perforation mechanics of 2024 aluminium protective plates subjected to impact by different nose shapes of projectiles.* **Rodríguez Millán, M., y otros.** 2018.
47. *Experimental Study on the Perforation Process of 5754-H111 and 6082-T6 Aluminium Plates Subjected to Normal Impact by Conical, Hemispherical and Blunt Projectiles.* **Rodríguez Millán, M., y otros.** 2013.
48. *ASM Handbook: Metallography and microstructure.* s.l. : ASM International, 1992.